

RESUMEN

En la industria abundan procesos térmicos o termo-mecánicos durante los cuales se producen distorsiones difíciles de predecir y controlar. La distorsión no controlada de los aceros ha sido desde hace tiempo un serio problema en el cual influyen numerosos factores tanto de material como de procesado. Para comprender mejor la distorsión hay que estudiar la relación entre la cinética de las transformaciones de fase y la distorsión asociada a dichas transformaciones.

No obstante, mediante herramientas de simulación, cómo el software de cálculo por elementos finitos ABAQUS®, se pueden predecir con éxito las distorsiones que experimentará un acero durante un proceso térmico o termo-mecánico. Para que la simulación tenga éxito hay que introducir al software ABAQUS® los parámetros adecuados mediante subrutinas de usuario.

Por ese motivo, el objetivo principal de este proyecto ha sido el de simular mediante ABAQUS con una subrutina de usuario las transformaciones de fase y las distorsiones que éstas producen en un acero de baja aleación, y posteriormente realizar una validación mediante ensayos experimentales. Conseguir prever las distorsiones que se producirán durante los procesos térmicos permitirá a su vez optimizar éstos procesos y el diseño de las piezas. Como aplicación concreta se ha simulado el tratamiento térmico de temple, ya que es dónde tienen lugar mayores distorsiones debido a las altas velocidades de enfriamiento; y un tratamiento de normalizado dónde las velocidades de enfriamiento son muy lentas.

En la simulación, la determinación de la evolución de las transformaciones de fase gobernadas por la difusión se ha llevado a cabo mediante el modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Y para la transformación martensítica se ha utilizado el modelo de Koistinen-Marburger (K-M). Los tiempos de incubación y el crecimiento de las fases en las transformaciones no isotérmicas se han obtenido utilizando la Regla de Adición (*Additivity Rule*).

Los resultados finales hacen concluir que los modelos matemáticos del campo de la metalurgia introducidos en la simulación proporcionan unos resultados que se ajustan lo suficiente a los resultados obtenidos experimentalmente. Es por ello, que el uso de la subrutina de usuario UEXPAN en el software de simulación ABAQUS® permite simular las transformaciones de fase y predecir, con un margen de error del 25%, las distorsiones que una pieza de acero sufrirá en un proceso térmico o termo-mecánico.

ÍNDICE

RESUMEN	1
1. INTRODUCCIÓN	5
1.1 Objetivo y plan del proyecto	5
2. TRANSFORMACIONES DE FASE DEL ACERO EN ESTADO SÓLIDO	7
2.1 Fases del acero	7
2.1.1 Austenita	11
2.1.2 Ferrita	11
2.1.3 Perlita	12
2.1.4 Bainita	12
2.1.5 Martensita	13
2.2 Diagramas de Transformación isotérmica	13
2.3 Diagramas de Transformación bajo enfriamiento Continuo	14
3. TRATAMIENTOS TÉRMICOS	16
4. MODELO PARA LA SIMULACION DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASE	18
4.1 Transformaciones de fase difusivas	18
4.1.1 Modelo isotérmico	18
4.1.2 Modelo no isotérmico	19
4.2 Transformaciones no difusivas: Transformación Martensítica	21
4.3 Distorsión producida por los cambios de fase	22
4.4 Implementación del modelo en ABAQUS	23
4.4.1 Validación de la subrutina de expansión térmica UEXPAN	24
5. MATERIAL	29
6. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	34
6.1 Coeficiente de convección	34
6.1.1 Material utilizado	34

6.1.2 Metodología experimental	34
6.1.2.1 Diseño y mecanizado de la probeta	34
6.2 Ensayo tratamientos térmicos	38
6.2.1 Material utilizado	38
6.2.2 Diseño de la probeta	39
6.2.3 Diseño del recipiente	40
6.2.4 Metodología Experimental	45
7. RESULTADOS	46
7.1 Resultados experimentales	46
7.1.1 Resultados ensayos coeficiente de convección	46
7.1.1.1 Temple por inducción	46
7.1.1.2 Normalizado	49
7.1.2 Resultados ensayo tratamientos térmicos	50
7.2 Simulación con ABAQUS® de los ensayos experimentales	55
7.2.1 Simulación ensayo de convección	55
7.2.1.1 Ajuste del coeficiente de convección del agua	59
7.2.1.2 Ajuste del coeficiente de convección del aire	61
7.2.2 Simulación de los Tratamientos Térmicos	62
7.2.2.1 Evolución de la microestructura. Distribución de fases	64
7.2.2.2 Distorsiones	69
8. VALIDACIÓN Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS	76
9. CONCLUSIONES	80
10. PRESUPUESTO	81
11. IMPACTO MEDIOAMBIENTAL	82
12. BIBLIOGRAFÍA	84

1 . INTRODUCCION

Los tratamientos térmicos son procesos muy importantes ya que permiten mejorar las propiedades de los aceros. Estos tratamientos producen una gran variedad de transformaciones de fase, que representan una alteración en la microestructura del acero. Las propiedades finales de la pieza de acero dependerán en gran parte por su composición, su estado mecánico y de su historia térmica en cada punto de la pieza. Los cambios de fase que se producen durante los tratamientos térmicos producen distorsiones no controlables y difíciles de prever en las piezas de acero.

Es por eso de vital importancia poder prever esas distorsiones mediante programas de simulación. Para el presente trabajo, se ha utilizado el software de simulación por elementos finitos ABAQUS mediante la subrutina de usuario UEXPAN. Dicha subrutina permite incorporar la evolución de cada una de las fases del acero y al mismo tiempo tener presente los coeficientes de dilatación térmica asociados a cada una de las fases. De esta manera se pueden evaluar las distorsiones y las tensiones residuales que se introducen en las piezas sometidas a tratamientos térmicos.

1.1 OBJETIVO Y PLAN DEL PROYECTO

La motivación para llevar a cabo el proyecto radica en la dificultad que existe hoy en día a la hora de simular las transformaciones de fase. Existen diversos estudios que realizan simulaciones de las transformaciones de fase, pero en muy pocos se aplica la simulación y la parte experimental de la misma. Las transformaciones de fase en los aceros resultan un tema de investigación recurrente en el campo de la metalurgia física. De este campo han surgido modelos matemáticos para la descripción de la cinética de las transformaciones.

Es por ello, que el objetivo de este proyecto ha sido el de introducir al software de simulación éstos modelos matemáticos teóricos para simular las transformaciones de fase y las distorsiones que éstas producen en un acero de baja aleación (AISI 1055), y posteriormente realizar una validación de la simulación mediante los ensayos experimentales.

Se ha escogido un acero de baja aleación ya que es un acero ampliamente utilizado en procesos térmicos o termo-mecánicos. Este acero está presente en muchas aplicaciones tales como: en estructuras de elevada resistencia, herramientas de máquina, válvulas, turbinas, fijación de rieles, etc.

El presente proyecto se ha organizado en las siguientes partes:

- La simulación de la probeta de acero AISI 1055 mediante el software de simulación por elementos finitos ABAQUS mediante subrutinas de usuario UEXPAN. Los coeficientes de convección, tanto del aire como el agua, utilizados en la simulación han sido obtenidos experimentalmente. Para la evolución de las transformaciones de fase gobernadas por la difusión se ha utilizado el modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov [17][18][19]; y para la transformación martensítica, la formulación de Koistinen y Marburger [7].

- La parte experimental. Donde se ha diseñado todos los elementos necesarios para llevar a cabo los ensayos experimentales de las probeta de acero AISI 1055.
- Validación y discusión de los resultados obtenidos en la simulación y en los ensayos experimentales.

2. TRANSFORMACIONES DE FASE DEL ACERO EN ESTADO SÓLIDO

Durante los tratamientos térmicos se producen gran variedad de transformaciones de fase. Éstas transformaciones producen cambios importantes en las propiedades mecánicas y térmicas del material.

Las transformaciones de fase no se producen instantáneamente, sino que van relacionadas con la dependencia del progreso de la reacción con el tiempo o velocidad de transformación.

2.1 FASES DE LOS ACEROS

Para los aceros hipoeutectoides (entre 0,022 y 0,77 %C Fig 2.1.) las fases en las que se puede transformar la austenita son: ferrita, bainita, perlita y martensita.

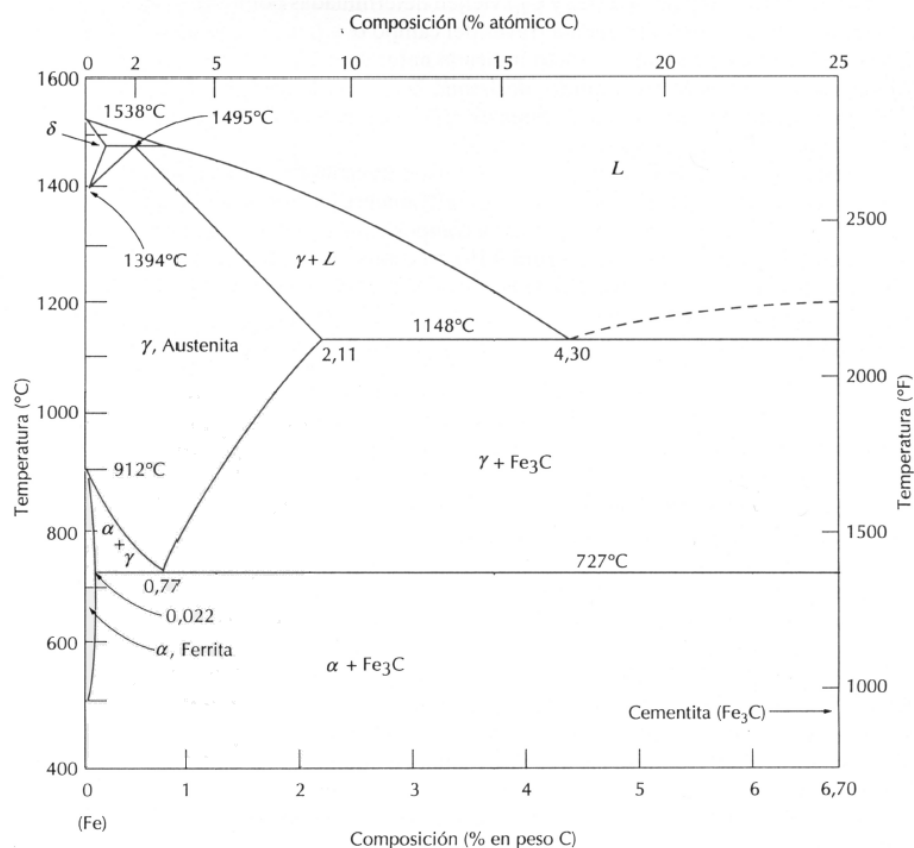


Fig. 2.1: Diagrama binario Fe-C [1].

La austenita, también conocida como hierro Gamma ($Fe - \gamma$) se caracteriza por tener una estructura cúbica centrada en las caras (FCC). Esta estructura es más compacta que la cúbica centrada en el cuerpo (BCC) o la tetragonal centrada en el cuerpo (BCT) (Fig. 2.2). La estructura BCT es una estructura BCC distorsionada, esta distorsión aumenta con el contenido en carbono del acero.

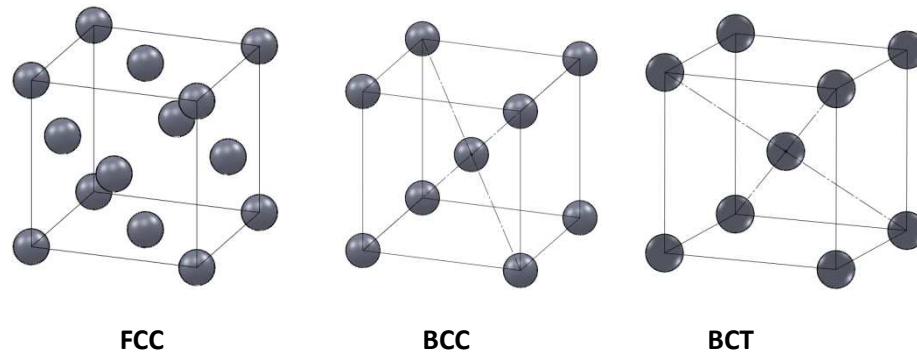


Fig. 2.2: Estructura cristalina de las distintas fases. Austenita (FCC), ferrita (BCC) y Martensita (BCT).

A temperatura ambiente la forma estable es la ferrita o hierro alfa ($Fe - \alpha$) (Fig. 2.3) la cual presenta una transformación polimórfica al aumentar la temperatura pasando de ferrita BCC a austenita FCC.

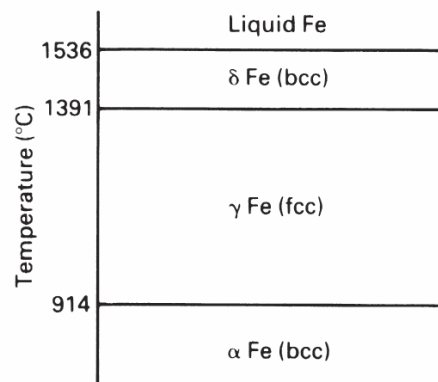
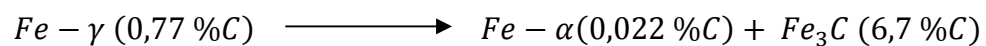


Fig. 2.3: Transformaciones alotrópicas del hierro [6].

En cuanto a las fases finales de perlita y bainita presentan una microestructura formada por laminas intercaladas de cementita (Fe_3C) y de ferrita (Fe_α) (punto f (Fig. 2.4)). Esta microestructura se la conoce como a eutectóide ya que es el resultado de la reacción eutéctica que experimenta la austenita a 727°C para una composición de 0,77 %C.



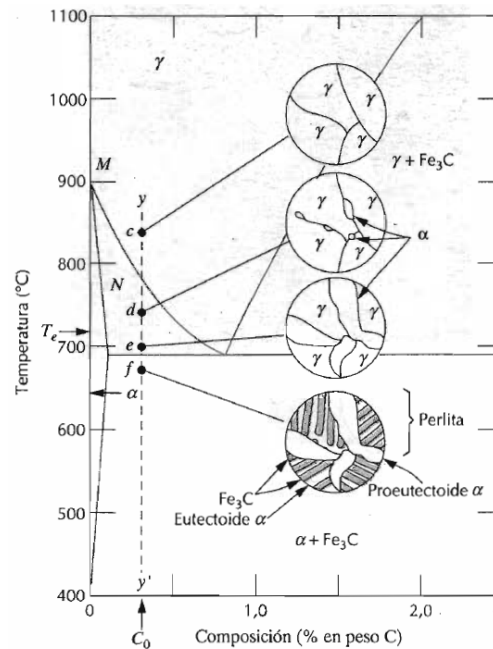


Fig. 2.4: Transformaciones de fase para un acero hipoeutectoide [1].

El parámetro que determina la descomposición de la austenita es la energía libre del sistema o energía libre de Gibbs (G). Para que se produzca una transformación de fase, de una fase inicial metaestable (1) a una fase final estable (2) tiene que cumplirse el siguiente criterio:

$$\Delta G = G_2 - G_1 < 0 \quad (\text{Equilibrio cuando } \Delta G = 0) \quad [2] \quad (2.1)$$

Siendo G_1 y G_2 la energía libre del estado inicial y del estado final respectivamente. En el caso de la austenita su energía libre se ve reducida al pasar de la estructura FCC a la estructura correspondiente a la microestructura que se obtiene como fase final. Ésta energía libre depende de la temperatura. Al descender la temperatura se favorece la descomposición de la austenita. Existe una temperatura de estabilización de cada una de las fases a partir de la cual, la energía libre de estas es menor a la de la austenita. La temperatura de austenización A_{c3} es la temperatura de estabilización de la fase ferrita, la B_s la temperatura de estabilización de la bainita y la M_s la de la martensita.

Las transformaciones de fase constan de dos etapas, una primera de nucleación de pequeñas partículas o embriones, y una segunda de crecimiento de estos núcleos o embriones hasta convertirse en un nuevo grano. La nucleación se produce cuando los embriones tienen un radio tal que sea más probable que crezcan convirtiéndose en núcleos o gérmenes en vez de disolverse en la fase de origen. A éste radio se le denomina radio crítico.

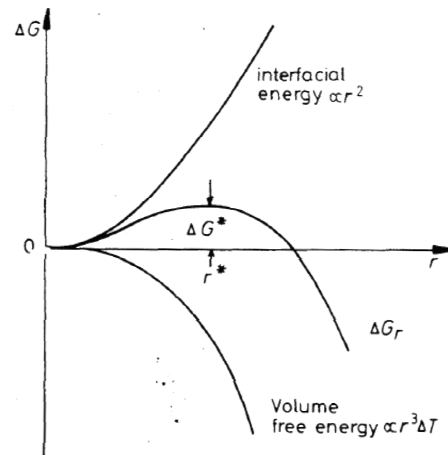


Fig. 2.5: El cambio de la energía libre asociada a la nucleación de una esfera de radio r . [2].

En la Fig. 2.5 se observa cuando se alcanza el radio crítico la energía libre del sistema (ΔG) disminuye si crece el sólido. En cambio, cuando no se alcanza el radio crítico el sistema puede reducir su energía libre por disolución del sólido.

Las regiones más favorables para la nucleación son las imperfecciones: vacantes, dislocaciones y los bordes de grano.

La disminución de la energía libre del sistema implica que se produzca la difusión. Existen dos tipos de transformaciones: difusiva (o reestructurativa) y no difusivas (o desplazativas). En las transformaciones difusivas los átomos tienen la suficiente movilidad para desplazarse a través de la intercara de transformación reordenando la estructura cristalina, mientras que en las no difusivas los átomos no tienen la suficiente movilidad ni tiempo.

Para el presente trabajo se experimentan los dos tipos de transformación. Durante el normalizado se experimenta una transformación difusiva de FCC a BCC, en cambio para un temple se produce una transformación desplazativa de FCC a BCT.

En la Fig. 2.6 se observa que dependiendo de la velocidad de enfriamiento se obtiene una transformación difusiva o desplazativa. Para evitar la transformación difusiva hay que temprar el hierro FCC estable desde 914 °C hasta temperatura ambiente 26°C a una velocidad de $105^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$. Por debajo de 550°C el hierro se transformará en BCT mediante una transformación desplazativa.

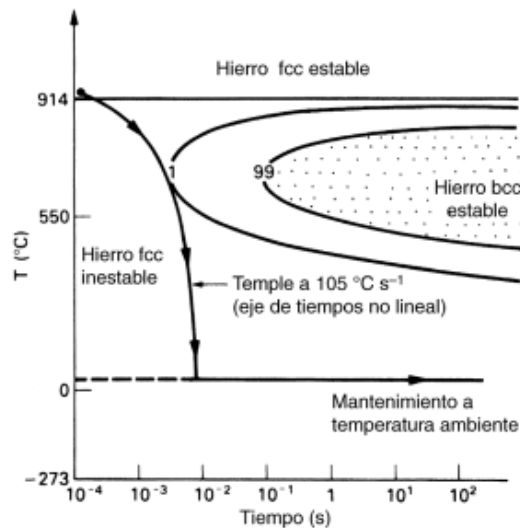


Fig. 2.6: Cinética cambio microestructural [6].

2.1.1 Austenita

La austenita es una solución sólida del carbono en hierro Gamma ($Fe - \gamma$). Es solo estable a altas temperaturas. La solubilidad del carbono aumenta con la temperatura y su porcentaje depende de los elementos aleantes del acero. Durante el enfriamiento, se descompone en otras fases, por lo que su observación directa a temperatura ambiente es imposible.

La austenita posee buena ductilidad y por lo tanto buena formabilidad. Presenta una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (FCC), en la que los parámetros de red $a = b = c$, y dependen de la composición.

Parámetro de red de la austenita:

$$a_{\gamma_0} = 3.573 + 0.033C + 0.00095Mn - 0.0002Ni + 0.0006Cr + 0.0031Mo + 0.0018V \text{ [Å]} \text{ [8]}.$$

2.1.2 Ferrita

Es la primera fase en la que puede descomponerse la austenita durante el enfriamiento. Es la solución sólida del carbono en el hierro alfa ($Fe - \alpha$). Presenta una solubilidad del carbobo a temperatura ambiente de aproximadamente 0.008%. Disuelve como máximo 0.025%C a la temperatura eutectoide de 727 °C.

La ferrita es la estructura más blanda y dúctil de las aleaciones hierro - carbono, es magnética desde la temperatura ambiente hasta los 768°C. Tiene una estrucutra cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC) cuyos parámetros de red a , b y c son iguales.

Parámetro de red:

$$a_{\alpha_0} = 2.866 \text{ Å} \text{ [8]}.$$

2.1.3 Perlita

Es el producto de la reacción eutectoide bajo condiciones de equilibrio formado por ferrita y cementita. La microestructura de la perlita consiste de laminas delgadas alternas de dos fases, cementita y ferrita, denominándose este tipo de estructura como perlita laminar. Se puede formar mediante una transformación isotérmica por debajo de A_{c3} o por enfriamiento lento desde la austenita. La velocidad de crecimiento de la perlita viene determinada sobre todo por la difusión del carbono. La velocidad de difusión del carbono, la distancia de difusión y el espacio interlamelar final vienen definidos por la temperatura a la cual se da la transformación y la velocidad de enfriamiento. Mecánicamente la perlita tiene las propiedades intermedias entre la blanda y dúctil ferrita, y la dura y quebradiza cementita.

Presenta dos estructuras cristalinas debido a que está compuesta por dos fases de distinta estructura cristalina, la estructura BCC de la ferrita (Fe_{α}) y la estructura ortorrómbica de la cementita (Fe_3C). Al disponer de una estructura ortorrómbica (Fig. 2.7), los parámetros de red no son iguales en todas las direcciones.

$$a_{\theta_0} = 4.5246 \text{ \AA}$$

$$b_{\theta_0} = 5.0885 \text{ \AA}$$

$$c_{\theta_0} = 6.7423 \text{ \AA}$$

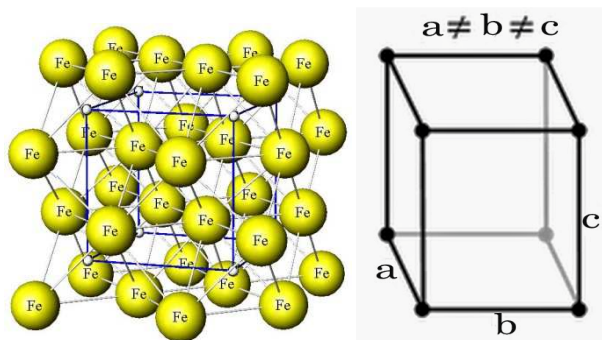


Fig. 2.7: Estructura ortorrómbica de la cementita.

2.1.4 Bainita

La bainita es una fase metaestable. Al igual que la perlita, la bainita presenta una microestructura de ferrita (Fe_{α}) y cementita (Fe_3C) pero con una morfología diferente. Y en su formación intervienen procesos de difusión. Puede considerarse como una perlita muy fina. Debido a que las laminas de cementita y ferrita son cada vez más finas, la dureza de la bainita es mayor que la de la perlita, aumentando cuánto más fina sea la bainita.

2.1.5 Martensita

La martensita es un constituyente metaestable obtenido a partir de enfriamientos rápidos desde la fase de austenita hasta temperatura próxima a la ambiental. Las altas velocidades de enfriamiento para la obtención de la martensita dificultan la difusión del carbono, es por ello, que la transformación martensítica se produce sin difusión de la austenita. Ya que la transformación martensítica no implica difusión, la nucleación de los granos martensíticos ocurre casi instantáneamente, creciendo a velocidades muy elevadas (del orden de la velocidad del sonido en el metal). De este modo la velocidad de transformación de la austenita es independiente del tiempo.

En caso de que hubiera difusión, se formarían las ya mencionadas fases de ferrita y cementita.

Los aceros con una microestructura martensítica presentan mayor dureza y resistencia, pero a su vez, son los más frágiles y menos dúctiles.

La transformación martensítica significa que la austenita FCC experimenta una transformación polimórfica a la martensita tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). Los parámetros de red de esta estructura cristalina BCT, en la que $a = b \neq c$, dependen de los porcentajes de carbono presentes en la martensita.

$$a_{M_0} = 2.8610 - 0.025855 C_M [\text{\AA}]$$

$$c_{M_0} = 2.8610 + 0.025855 C_M [\text{\AA}]$$

Siendo C_M el porcentaje atómico del carbono presente en la martensita.

2.2 DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN ISOTÉRMICA

Los diagramas de transformación isotérmica o diagramas Transformación-Tiempo-Temperatura (TTT), de ahora en adelante serán denominados diagramas TTT, representan las diferentes transformaciones del acero en función del tiempo para una temperatura en concreto. De esta forma se puede saber qué microestructuras se obtienen después de un determinado proceso.

A partir de estos diagramas se puede determinar el tratamiento bajo el cual se debe someter a un material para obtener la microestructura y las propiedades deseadas, y cómo deben ser los tiempos y las temperaturas de dichos tratamientos.

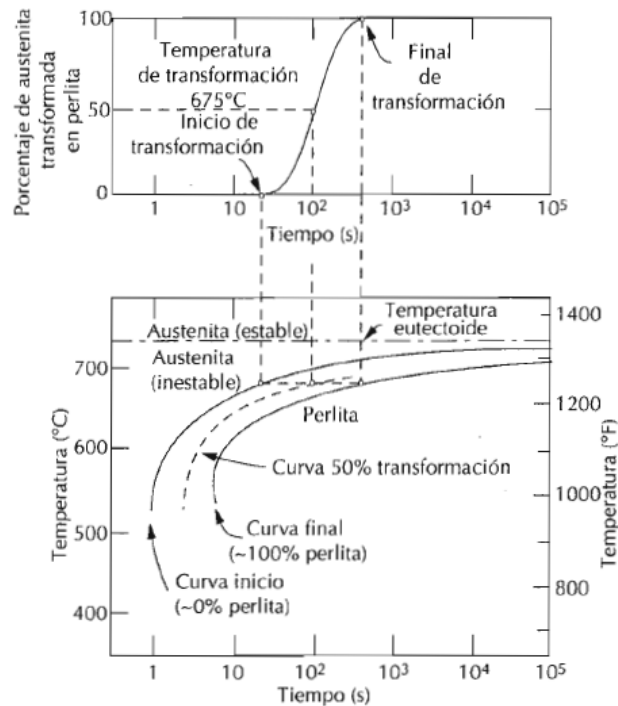


Fig. 2.8: Porcentaje de transformación en función del tiempo (arriba) utilizado para obtener el diagrama TTT (abajo) [1].

Los diagramas TTT se determinan experimentalmente para describir el tiempo de inicio y de fin de la descomposición austenítica en las diferentes fases (Fig. 2.8). Los diagramas TTT son muy útiles para entender las transformaciones de un acero que se enfría isotérmicamente.

De los diagramas TTT se puede apreciar (Fig. 2.8) qué si la velocidad de enfriamiento es muy lenta se obtendrán estructuras de tipo perlítico; para velocidades de enfriamiento mayor se obtendrán estructuras bainíticas, y para una velocidad de enfriamiento muy rápida tal que no cortara a la curva TTT en ninguno de sus puntos, se obtendría estructura martensítica.

2.3 DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN BAJO ENFRIAMIENTO CONTINUO

Los diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo (de ahora en adelante denominados diagramas CCT (*Continuous Cooling Transformation*)) representan los cambios microestructurales del material a lo largo de un enfriamiento continuo. En los enfriamientos continuos, los tiempos requeridos para que la reacción empiece y termine son mayores. De este modo el diagrama se desplaza en el sentido que necesita más tiempo y menos temperatura. Esto comporta que el diagrama CCT esté desplazado hacia la derecha respecto al diagrama TTT.

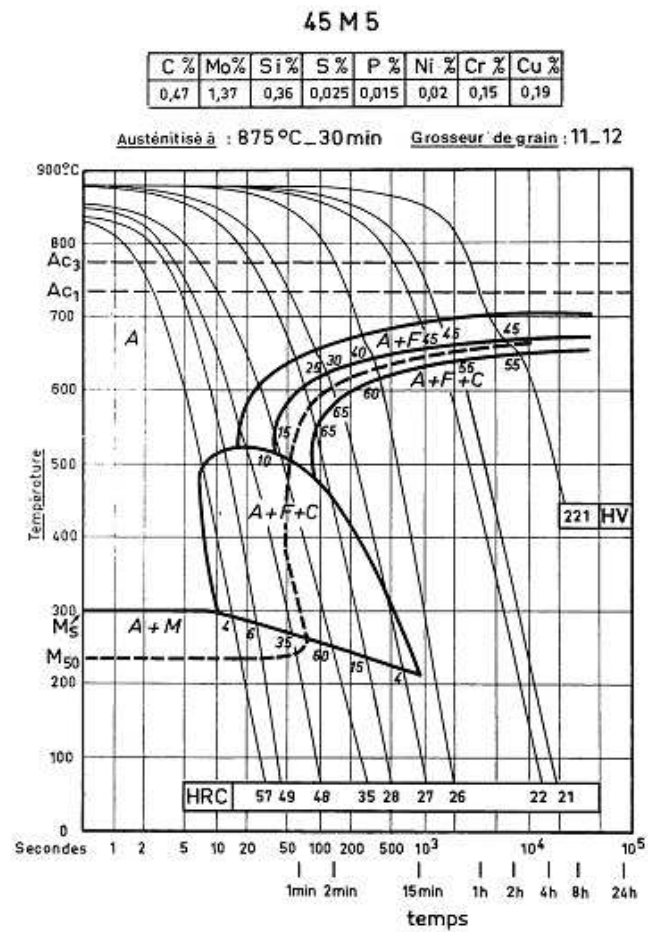


Fig. 2.9: Diagrama CCT para un el acero 45M5 (AISI 1345) [12].

3. TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Los tratamientos térmicos son procesos utilizados para alterar las propiedades físicas y/o químicas de los materiales a través de cambios en la temperatura que conllevan cambios microestructurales en la pieza.

La finalidad de los tratamientos térmicos son:

- I. Mejorar las propiedades mecánicas
- II. Eliminar tensiones internas provocadas por operaciones anteriores (deformaciones en frío, soldadura, etc.)
- III. Modificar la estructura de un material para facilitar su mecanizado, deformación o para prepararla para un tratamiento posterior.
- IV. Homogeneizar concentraciones de elementos químicos.

Existen tratamientos térmicos isotérmicos y no isotérmicos, y en ellos lo que se pretende es controlar las fases presentes en el material y controlar así las propiedades finales que tendrá. Un factor influyente durante el ciclo térmico de un tratamiento térmico es el tiempo de enfriamiento (Fig. 3.1 y Fig. 3.2), ya que influye en la microestructura final presente en el material. Un mayor tiempo de enfriamiento se traduce en una menor velocidad de enfriamiento ($^{\circ}\text{C/s}$) y una mayor velocidad de enfriamiento para un tiempo de enfriamiento menor.

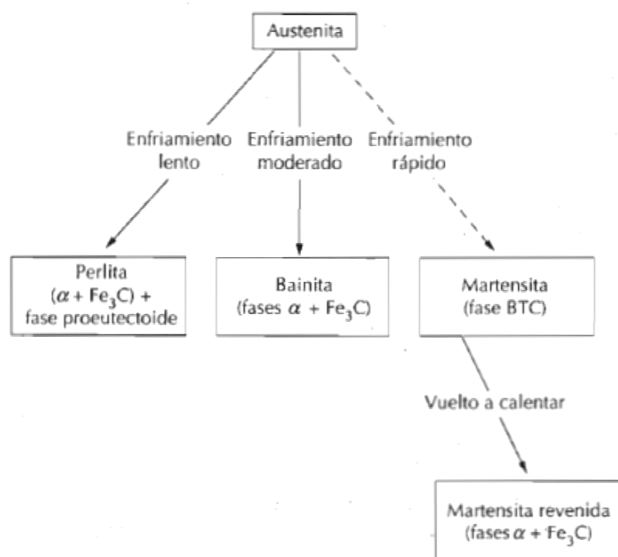


Fig. 3.1: Descomposición de la austenita para diferentes velocidades de enfriamiento [1].

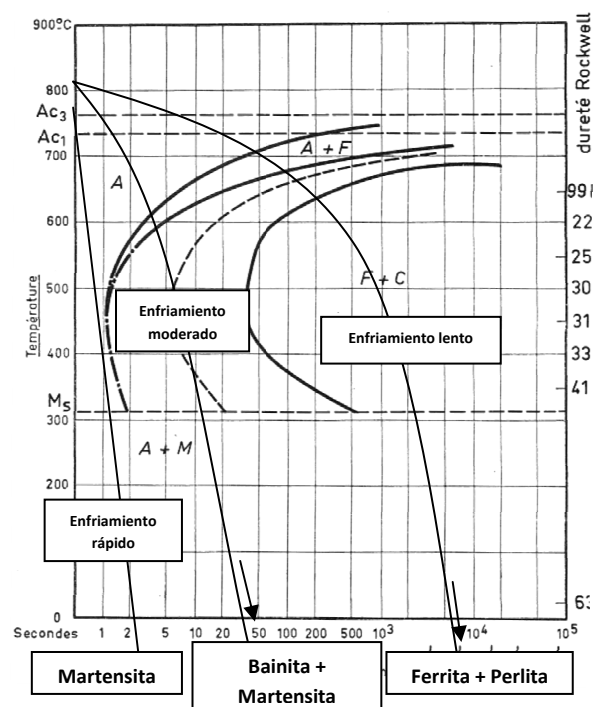


Fig. 3.2: Microestructura obtenida para distintas velocidades de enfriamiento.

Los tratamientos térmicos más importantes son:

- Normalizado.
- Temple.
- Revenido.
- Recocido.
- Bonificado.

Cada uno de ellos confiere diferentes microestructuras a la pieza. El normalizado es un tratamiento térmico que se utiliza para afinar el tamaño de grano y la composición del material, y para eliminar las tensiones internas sufridas por el material tras una conformación mecánica. Consiste en un enfriamiento lento, dejando enfriar la pieza al aire desde una temperatura sobre unos 55°C por encima de la temperatura crítica superior (la temperatura de austenización (A_{c3}) para un acero hipoeutectoide (Fig. 3.2)). La microestructura predominante final obtenida suelen ser perlita, bainita y ferrita.

Por otro lado, el temple se caracteriza por conferir microestructuras martensíticas a la pieza, debido a altas velocidades de enfriamiento (por encima de la velocidad crítica de temple) impidiendo que se den lugar las transformaciones difusivas. Para realizar rápidos enfriamientos, desde la temperatura de austenización, se realiza el temple en fluidos como el agua o el aceite, entre los más comunes.

El temple se lleva a cabo para endurecer el material, ya que la martensita es una estructura cristalina muy dura (BCT) pero a su vez muy frágil.

El revenido por su parte, se utiliza para disminuir la fragilidad de la martensita obtenida durante un tratamiento de temple. El revenido consiste en calentar la pieza por debajo de la temperatura crítica (550-650°C) y dejar enfriar lentamente al aire. Al realizar un tratamiento térmico de temple y posteriormente un revenido se conoce como bonificado.

Por último, el recocido se caracteriza por dejar enfriar la pieza en el mismo horno donde se ha calentado la pieza hasta la austenización completa (A_{c3}). El recocido se utiliza con la finalidad de eliminar tensiones internas, homogeneizar estructuras, bajar dureza y resistencia de la pieza. Con este tratamiento se obtiene una microestructura más refinada, normalmente perlita.

Para los ensayos realizados en el presente proyecto han sido los tratamientos térmicos de normalizado y el de temple.

4. MODELO PARA LA SIMULACIÓN DE LAS TRANSFORMACIONES DE FASE

Como se ha introducido anteriormente, los cambios microestructurales se producen por dos tipos de mecanismos: difusivo y desplazativo. La disminución de la energía libre del sistema implica que se produzca la difusión. En las transformaciones difusivas los átomos tienen la suficiente movilidad para desplazarse a través de la intercara de transformación reordenando la estructura cristalina, mientras que en las no difusivas los átomos no tienen la suficiente movilidad ni tiempo, y están limitadas por la propagación de ondas cortantes a través del sólido a la velocidad del sonido [5].

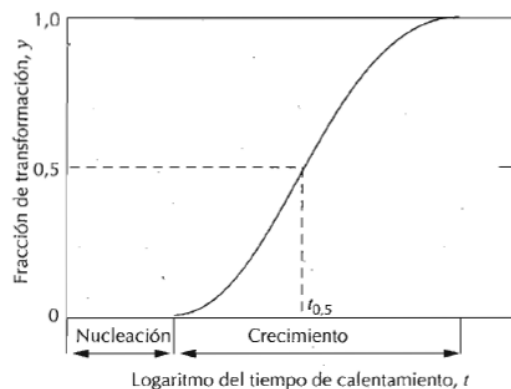
4.1 TRANSFORMACIONES DE FASE DIFUSIVAS

4.1.1 Modelo isotérmico

Las transformaciones de fase no transcurren instantáneamente sino que se relaciona la dependencia del progreso de la reacción con el tiempo o velocidad de transformación. La primera etapa que acompaña a una transformación de fase es la nucleación o formación de nuevos embriones capaces de crecer, y de una segunda etapa de crecimiento de los nuevos núcleos. La velocidad de transformación tiene importancia capital en el tratamiento térmico de los materiales.

El comportamiento cinético típico de la mayoría de las reacciones en estado sólido viene reflejado mediante la ecuación de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK o ecuación de Avrami) [17][18][19], dónde se puede determinar la fracción volumétrica (V) de la fase transformada en función del tiempo (t) según:

$$V(t) = 1 - e^{(-kt^n)} \quad (4.1)$$



donde k y n (constante y exponente de Avrami respectivamente) son constantes de la reacción independientes del tiempo. Los parámetros k y n se deben determinar empíricamente; k depende de la temperatura, la composición de la fase inicial y el tamaño de grano; y n del tipo de transformación de fase y toma los valores entre 1 y 4.

La fracción volumétrica de la fase transformada según la ecuación JMAK (4.1) sólo es válida bajo las siguientes hipótesis:

- La nucleación ocurre de forma aleatoria y homogénea sobre la fase no transformada.
- La tasa de crecimiento no se ve afectada por la extensión de la transformación y es la misma en todas las direcciones.

- **Determinación de los parámetros k y n**

Ambos parámetros se determinan para diferentes temperaturas a partir de los diagramas TTT. A cada temperatura le corresponde una ecuación JMAK, por lo que para cada temperatura se conocen los parámetros k y n . Con el diagrama TTT se puede saber el tiempo de inicio y final de la transformación y por consiguiente se obtienen los valores de k y n , ya que las fracciones volumétricas correspondientes al inicio y el final de la transformación son 0.01 y 0.99 respectivamente (4.2).

$$k = -\frac{\ln(1-V_{inicial})}{(t_{inicial})^n} ; n = \frac{\ln\left[\frac{\ln(1-V_{inicial})}{\ln(1-V_{final})}\right]}{\ln\left(\frac{t_{inicial}}{t_{final}}\right)} \quad (4.2)$$

Para el proyecto se ha implementado una modificación en los parámetros k y n [22] en la que para el cálculo de la transformación bainítica se tiene en cuenta el cálculo en dos tramos: un primer tramo desde el inicio de la transformación bainítica hasta que ha transformado un 50% y un segundo tramo a partir del 50% transformado hasta el final de la transformación. Tomando para el cálculo de k y n en el primer tramo $V_i = 0.01$ y $V_f = 0.50$; y $V_i = 0.50$ y $V_f = 0.99$ para el segundo.

4.1.1 Modelo no isotérmico

Los procesos raramente tienen lugar a temperatura constante, con lo cual hay que aplicar la ley de Scheil o la Regla de Adición. Ésta consiste en una discretización de los procesos convirtiendo los no isométricos en múltiples procesos isotérmicos infinitesimales. Mediante la Regla de Adición se puede utilizar la ecuación JMAK (4.1) en los casos no isotérmicos.

De igual forma que para el proceso real, el cálculo viene dividido en dos etapas: etapa de nucleación y etapa de crecimiento. Durante la nucleación se calcula el tiempo de incubación de cada una de las fases y en la etapa de crecimiento, el volumen transformado [21]. El tiempo de incubación para los procesos no isotérmicos está representado por el diagrama CCT.

La ley de Scheil [20] establece que si el periodo de incubación de una fase a temperatura T_i durante un proceso isotérmico es τ_i^{TTT} , una muestra mantenida a esta temperatura durante un tiempo t_i segundos ($t_i < \tau_i^{TTT}$) sufrirá una nucleación fraccional igual a t_i / τ_i^{TTT} . En el momento en que la suma de todas estas fracciones sea igual a la unidad la fase empezará a crecer, y se habrá cumplido el tiempo de incubación de la transformación no isotérmica (τ^{CCT}) (Fig. 4.1). A partir del diagrama TTT del material se pueden obtener los valores de τ_i^{TTT} para las temperaturas de cada uno de los incrementos (4.3).

$$\int_0^{\tau^{CCT}} \frac{dt}{\tau^{TTT}} = 1 \quad o \quad \sum_{i=1}^n \frac{\Delta t}{\tau_i^{TTT}} = 1 \quad (4.3)$$

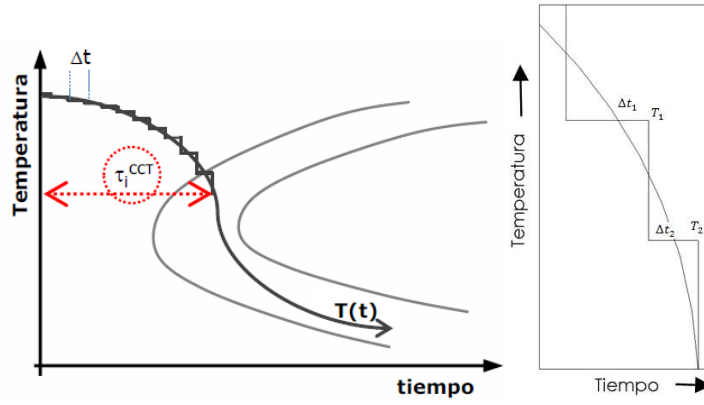


Fig. 4.1: Obtención del tiempo de incubación de las transformación no isotérmica (τ_i^{CCT}) a partir del diagrama TTT del material [22].

Basándose en diversos análisis y resultados experimentales la Regla de Adición no es del todo precisa en el cálculo del tiempo de incubación. Siendo para algunos materiales el tiempo de incubación obtenido experimentalmente a través de las medidas de la CCT menor al calculado con la Regla de Adición. Por lo tanto, no siempre se cumple que para que se inicie el crecimiento el sumatorio de las fracciones t_i/τ_i^{TTT} alcance la unidad [20].

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t}{\tau_i^{TTT}} < 1 \quad (4.4)$$

Existe otra aproximación propuesta [20] que modifican la Regla de Adición para la estimación del periodo de incubación usando simultáneamente los diagramas TTT y CCT. Para estos casos la Regla de Adición se rige por la ecuación (4.5), dónde se introduce un nuevo coeficiente φ_i que refleja la diferencia entre los tiempos de incubación entre los diagramas TTT y CCT (4.6). Cuando el coeficiente φ_i es igual a uno no hay diferencia (4.3). Generalmente dicho coeficiente es mayor a la unidad ya que normalmente el inicio de la curva de incubación para la CCT es posterior a la de los diagramas TTT.

$$\sum_{i=1}^n \frac{\Delta t}{\tau_i^{TTT}} \times \frac{1}{\varphi_i} = 1 \quad (4.5)$$

$$\varphi_i = \int_0^{t_i^{CCT}} \frac{dt}{t_i^{TTT}} \quad (4.6)$$

La aplicación de ésta aproximación de la Regla de Adición en los tiempos de incubación aún está en proceso de ser validada, tanto en la aplicación como en la aproximación.

En cuanto a la etapa de crecimiento la transformación no isométrica se describe como la suma de una serie de transformaciones isotérmicas y a cada transformación isotérmica le

corresponde una curva JMAK (Fig. 4.2). La fracción transformada para cada incremento de tiempo se calcula con la ecuación JMAK correspondiente a la temperatura en ese incremento (4.7). Para la etapa de crecimiento se introduce un nuevo término de tiempo virtual (θ_j)(4.8) que es el tiempo que habría transcurrido en el momento en que existiese una determinada fracción transformada durante una transformación isotérmica. Por eso se trata de un tiempo virtual ya que como tal no representa al tiempo real transcurrido durante la transformación.

$$V_{i+1}^j = 1 - e^{-k(\theta_{j+1} + \Delta t_j)^n} \quad (4.7)$$

$$\theta_j = \left[\frac{\ln(1 - V_{i-1}^{j-1})}{b} \right]^{1/n} \quad (4.8)$$

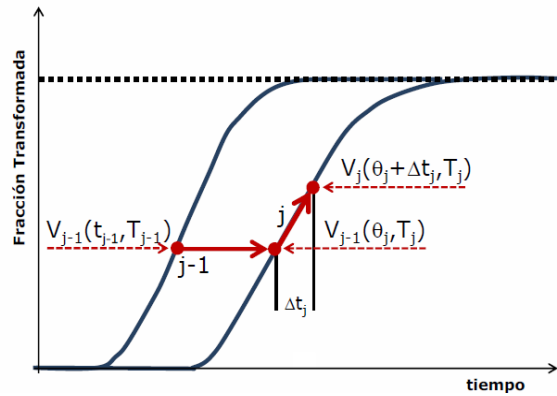


Fig. 4.2: Aplicación de la Regla de Adición para la etapa de crecimiento [22].

4.2 TRANSFORMACIONES NO DIFUSIVAS: TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA

Para las transformaciones no difusivas, como es el caso de la transformación martensítica, la fracción volumétrica de la martensita V_M se ha calculado utilizando la ecuación que establecieron Koistinen y Marburger [7](4.9).

$$V_M = 1 - e^{(-0.011 \times (M_s - T))} \quad (4.9)$$

dónde M_s es la temperatura de inicio de la transformación martensítica. Para este caso, la única dependencia del volumen transformado con el tipo de acero u otra variables se da en el valor de la temperatura M_s .

4.3 DISTORSIÓN PRODUCIDA POR LOS CAMBIOS DE FASES

Cada una de las distintas fases en las que se descompone la austenita (ferrita, perlita, bainita y martensita) tienen diferentes coeficientes de expansión térmica y diferentes propiedades.

El coeficiente de expansión térmica β de cada una de las distintas fases se ha obtenido de la literatura [8].

- $\beta_{Austenita} = \beta_{\gamma} = 2.065 \times 10^{-5} [K^{-1}]$
- $\beta_{Ferrita} = \beta_{\alpha} = 1.244 \times 10^{-5} [K^{-1}]$
- $\beta_{Cementita} = \beta_{\theta} = 6.02 \times 10^{-5} + 3.0 \times 10^{-9}(T - 273) + 1.0 \times 10^{-11}(T - 273)^2 [K^{-1}]$
- $\beta_{Martensita} = 1.4121 \times 10^{-5} [K^{-1}]$
- $\beta_{Eutético} = C_1 \cdot \beta_{Ferrita} + C_2 \cdot \beta_{Cementita} [K^{-1}]$

Dónde C_1 y C_2 corresponden a la fracción de ferrita y cementita presentes en la mezcla eutética. Ambas fracciones se obtienen del diagrama Fe-C aplicando la regla de la palanca.

Asumiendo que la pieza se distorsiona de forma isotrópica, el cambio en la longitud ΔL en función de la longitud inicial l_0 está directamente relacionado con el cambio volumétrico de las redes cristalinas. Así, la deformación térmica ε^{th} (4.10):

$$\varepsilon^{th} = \frac{\Delta L}{l_0} = \frac{V - V_0}{3 \cdot V_0} = \frac{1}{3} \left[\frac{(2V_{\alpha} \cdot a_{\alpha}^3 + \frac{1}{3} \cdot V_0 \cdot a_{\theta} \cdot c_{\theta} + V_{\gamma} \cdot a_{\gamma}^3) - (2V_{\alpha_0} \cdot a_{\alpha_0}^3 + \frac{1}{3} \cdot V_{0_0} \cdot a_{\theta_0} \cdot c_{\theta_0})}{(2V_{\alpha_0} \cdot a_{\alpha_0}^3 + \frac{1}{3} \cdot V_{0_0} \cdot a_{\theta_0} \cdot c_{\theta_0})} \right] \quad (4.10)$$

Dónde:

- $a_{austenita} = a_{\gamma} = a_{\gamma} [1 + \beta_{\gamma}(T - 300)]$
- $a_{ferrita} = a_{\alpha} = a_{\alpha} [1 + \beta_{\alpha}(T - 300)]$
- $a_{cementita} = a_{\theta} = a_{\theta} [1 + \beta_{\theta}(T - 300)]$
- $b_{cementita} = b_{\theta} = b_{\theta} [1 + \beta_{\theta}(T - 300)]$
- $c_{cementita} = c_{\theta} = c_{\theta} [1 + \beta_{\theta}(T - 300)]$

Por lo tanto, obteniendo el volumen de cada estructura cristalina se puede calcular cada fracción de volumen:

- $V_{austenita} = V_{\gamma} = a_{\gamma}^3$
- $V_{ferrita} = V_{\alpha} = 1.95 \cdot a_{\alpha}^3$
- $V_{cementita} = V_{\theta} = \frac{1}{3}(a_{\theta} \cdot b_{\theta} \cdot c_{\theta})$
- $V_{Martensita} = V_M = 1.95(a_{M_c} \cdot a_{M_a}^2)$

Una vez calculado el volumen de cada una de las fases se puede saber el volumen total del material teniendo en cuenta el peso (F) de cada fase (4.11):

$$V_{Total} = F_{\gamma} \cdot V_{\gamma} + F_{\alpha} \cdot V_{\alpha} + F_{perlita} \cdot V_{perlita} + F_{bainita} \cdot V_{bainita} + F_M \cdot V_M \quad (4.11)$$

4.4 IMPLEMENTACIÓN DEL MODELO AL PROGRAMA DE SIMULACIÓN ABAQUS®

La simulación se ha llevado a cabo mediante el software de simulación por elementos finitos ABAQUS® (versión 6.13-4). El método de los elementos finitos es un método numérico general para la aproximación de la resolución de problemas de mecánica de sólidos. Es un método ampliamente utilizado en diversos problemas tanto de ingeniería como de física.

El software utilizado ABAQUS®, permite la introducción de nuevos modelos mediante subrutinas de usuario. Para el proyecto, la subrutina empleada ha sido la subrutina UEXPAN [22]. La subrutina define los incrementos de deformación térmica en función de la temperatura y/o otras variables que pueden ser definidas por el usuario y son las llamadas variables de estado.

La subrutina para el cálculo de la fracción transformada en cada incremento y en cada punto de integración queda reflejada en el diagrama de la Fig. 4.3. El primer paso que realiza el programa es evaluar la temperatura a la que se encuentra la probeta. Si esta, que se encuentra en una zona inicial de estabilidad (fase 1), es superior a la temperatura a la que puede transformar la fase 2 ($T > T_{F2}$), directamente la transformación no puede darse y seguirá dentro de la región de estabilidad de la fase 1. Si la temperatura es menor a T_{F2} , se evalúa si ha transcurrido el tiempo de incubación mediante la Regla de Adición. Si el sumatorio de la ley de Scheil (ecuación 4.4) es menor que 1, el tiempo es menor al tiempo de incubación y no ha empezado aún la transformación, por lo que se encuentra dentro de la región de estabilidad de la fase 1. Hasta que el sumatorio no es igual a 1, no empieza la descomposición de la fase 1 (que podría ser austenita) en fase 2 (que podría ser ferrita). En el caso de la descomposición de la austenita que existe más de un producto (ferrita, perlita, bainita y martensita) el procedimiento que sigue el programa es el mismo pero con mayor número de fases, analizando en todo momento la temperatura a la que se encuentra la probeta de acero y aplicando el sumatorio de Scheil (ec. 4.4).

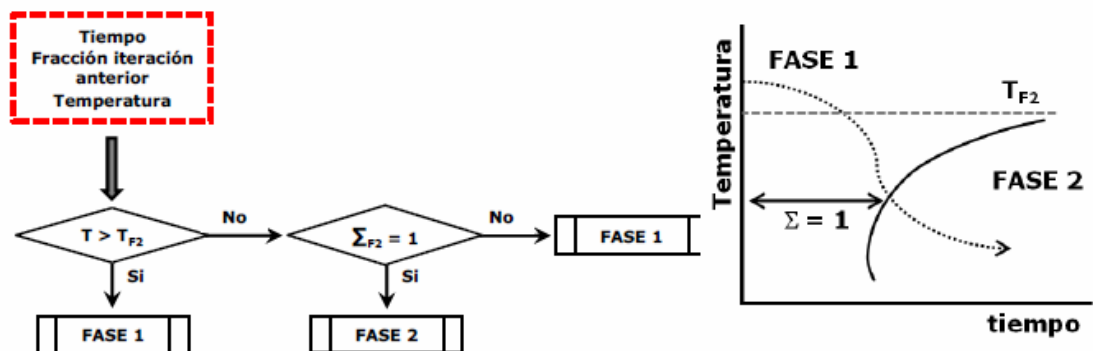


Fig. 4.3: Diagrama del funcionamiento de la subrutina para el cálculo de las fracciones transformadas. En este caso para el modelo sencillo de 2 fases [22].

4.4.1 Validación de la subrutina de expansión térmica UEXPAN

Antes de realizar la simulación de la probeta de acero AISI 1055 se ha realizado una comprobación de la implementación de la subrutina UEXPAN en el modelo de ABAQUS®.

Para llevar a cabo la validación de la Regla de Adición y la del modelo JMAK, se han simulado tres transformaciones isotérmicas, a 450, a 584 y a 693 °C (723, 857 y 966 °K respectivamente) utilizando el cálculo isotérmico el cual proporciona tanto el tiempo de incubación como el crecimiento de las fases per incrementos. También se ha simulado un proceso no isométrico.

Previamente a la validación de las transformaciones se han graficado los valores de temperatura de incubación de cada transformación obtenidos durante la simulación en ABAQUS para comprobar si realmente la interpolación llevada a cabo por la subrutina UEXPAN funciona correctamente. Graficando los valores se debe de obtener el diagrama TTT del material.

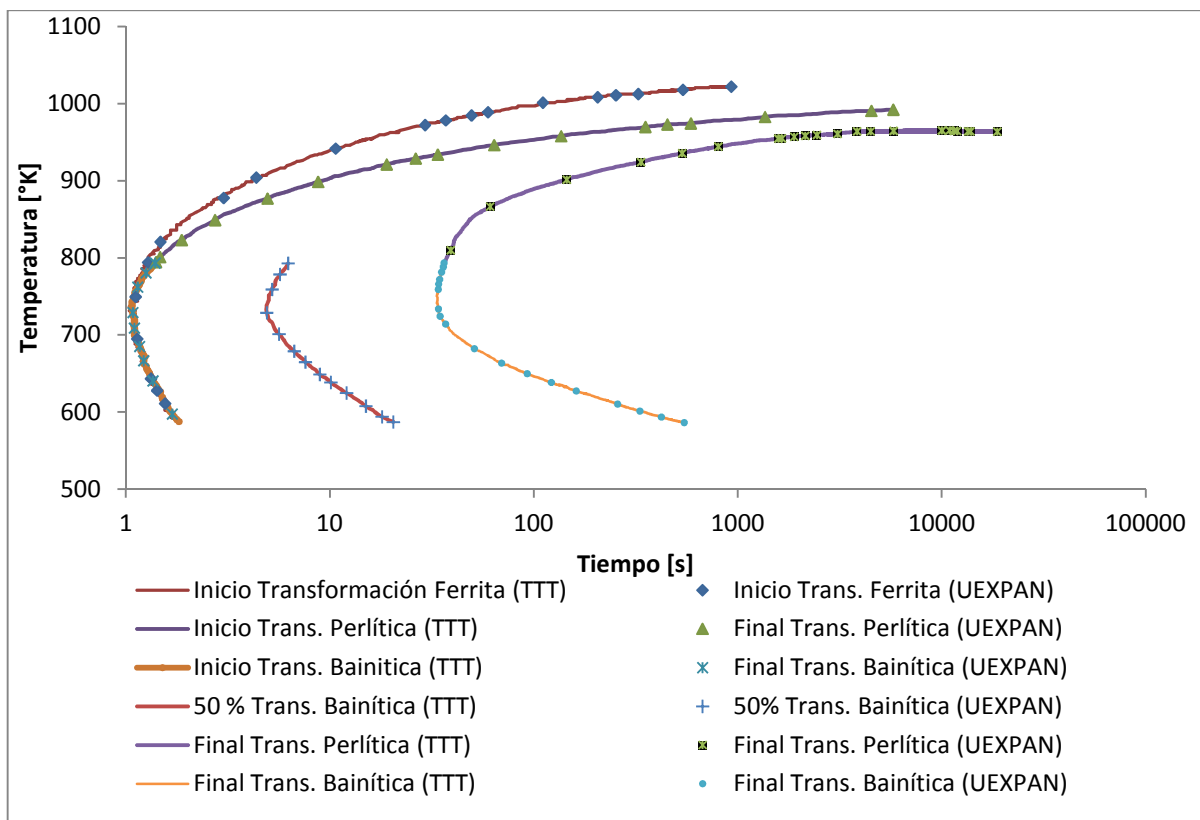


Fig. 4.4: Interpolación realizada por la subrutina de usuario UEXPAN.

Como se observa en la Fig. 4.4 la subrutina UEXPAN realiza con éxito la interpolación ya que los valores obtenidos coinciden con los de la TTT del material. Es importante realizar este primer paso para asegurar que el programa realice con éxito la aplicación de la Regla de Adición, que cómo se ha comentado anteriormente es imprescindible para un proceso no isotérmico.

Para la simulación de las transformaciones isotérmicas se ha simulado un modelo sencillo de un solo elemento. Se ha utilizado el cálculo isotérmico para validar la implementación de la Regla de

Adición y la del modelo JMAK, ya que el cálculo proporciona tanto el tiempo de incubación como el crecimiento de las fases por incrementos. Para el caso isotérmico todos los incrementos se dan a la misma temperatura.

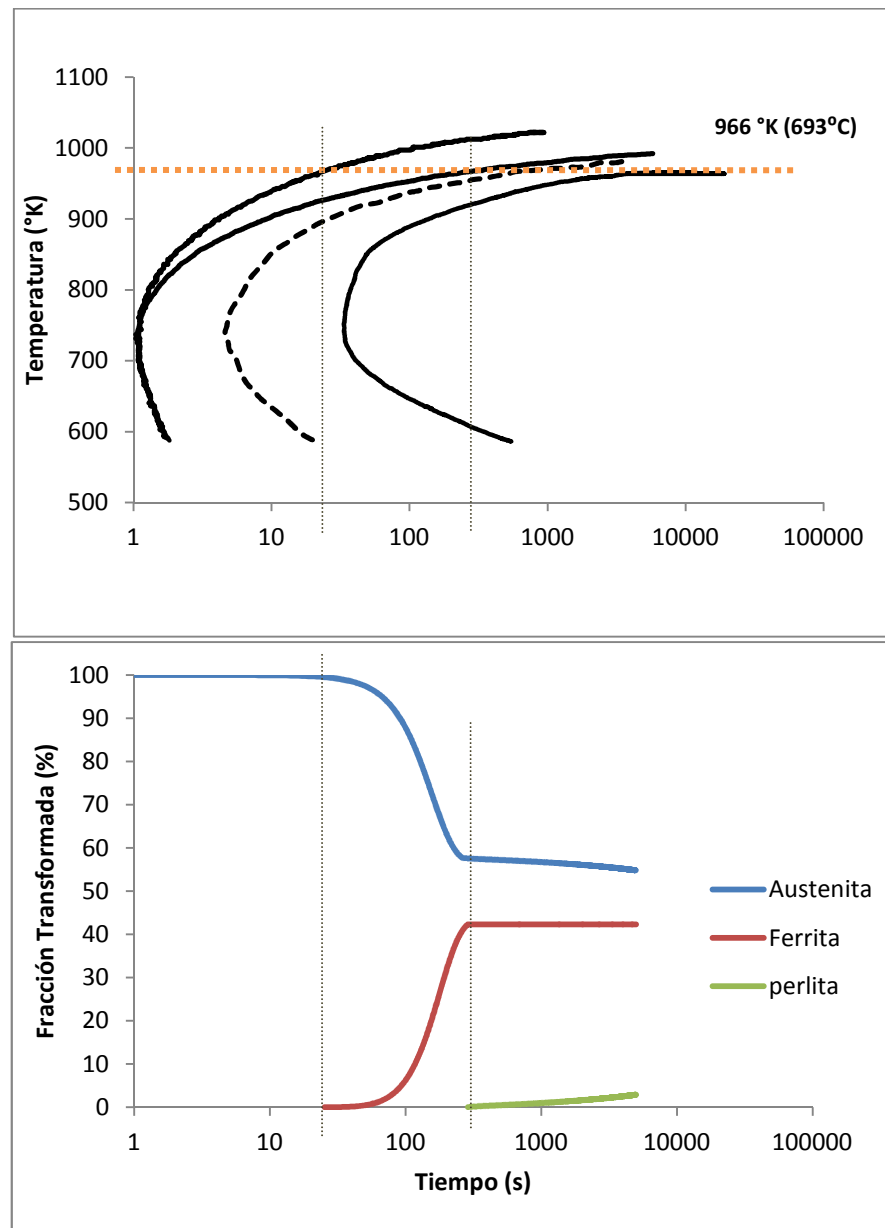


Fig. 4.5: Tratamiento isotérmico a 693°C (966°K) (imagen superior). Evolución de las fases presentes (imagen inferior).

Como se puede apreciar en la Fig. 4.5 la implementación de los modelos de la Regla de Adición y JMAK ha funcionado. En el tratamiento isotérmico a 623°C (966°K), tanto los tiempos de incubación como los de crecimiento de las fases ferrita y perlita coinciden perfectamente. También se aprecia la descomposición de la austenita en favor de ambas fases. El fin del crecimiento de la ferrita coincide con el inicio del crecimiento de la perlita.

En el proceso isotérmico a 584°C (857°K) (Fig. 4.6) la fracción transformada de ferrita es muy pequeña en comparación a la de perlita, tal y como se muestra en el diagrama TTT. En este procesos isotérmico, al igual que en el anterior (Fig. 4.5) no hay crecimiento ni de la fase bainítica ni de la martensítica ya que no se dan las condiciones necesarias.

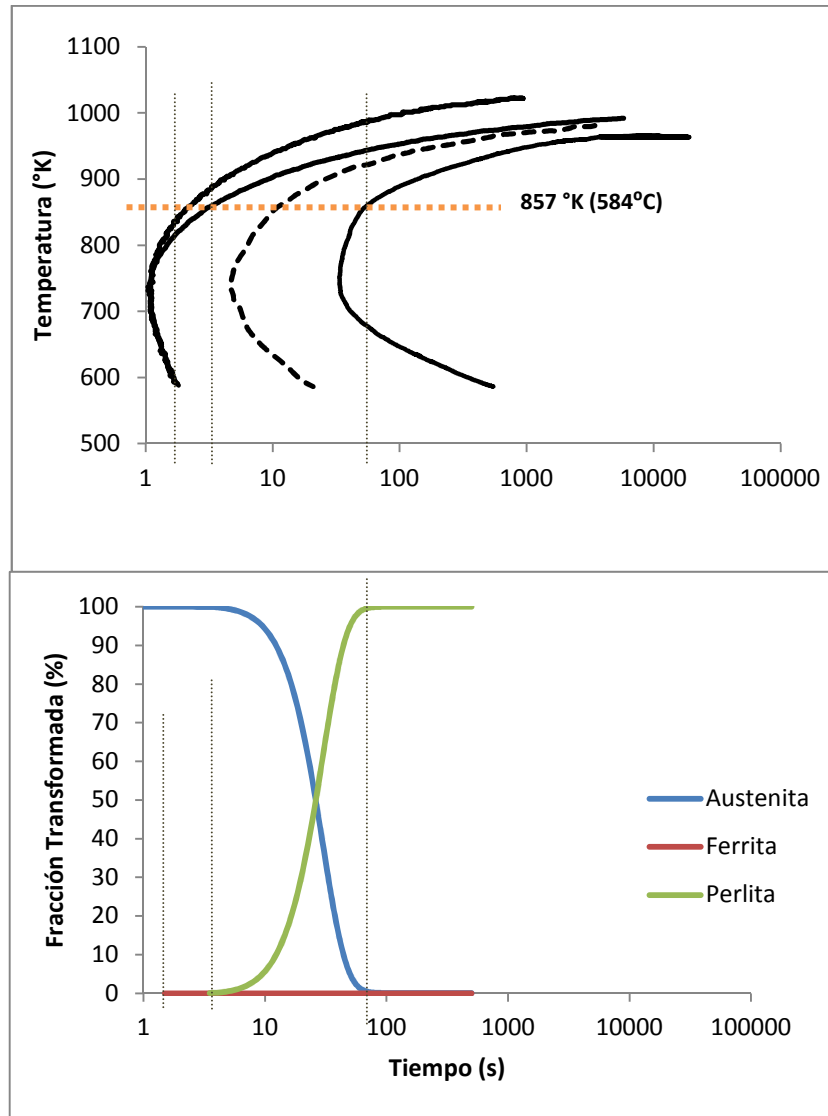


Fig. 4.6: Tratamiento isotérmico a 584°C (857°K) (imagen superior). Evolución de las fases presentes (imagen inferior).

Para el proceso isotérmico a 450°C (723°K) (Fig. 4.7) la austenita se descompone en bainita. El crecimiento de la bainita coincide con el del diagrama TTT, se aprecia una disminución en la velocidad de crecimiento de la bainita cuando ya ha transformado el 50%, ello es debido al ajuste que se ha introducido en los parámetros k y n de la ecuación de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK).

Para último, se ha simulado un proceso no isotérmico a distintas velocidades de enfriamiento. En el primer proceso no isotérmico se ha realizado bajo un enfriamiento a velocidad moderada (aprox. 5°C/s), mientras que en el segundo la velocidad de enfriamiento es mucho mayor.

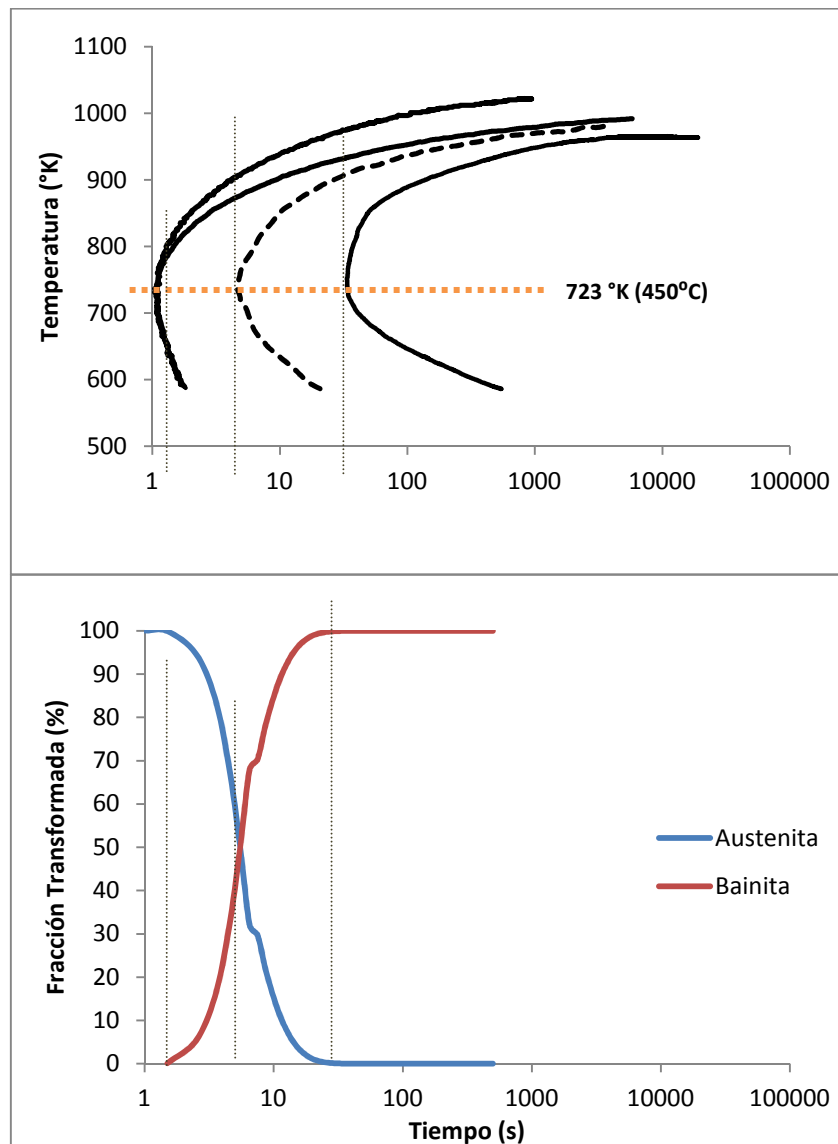


Fig. 4.7: Tratamiento isotérmico a 450°C (723°K) (imagen superior). Evolución de las fases presentes (imagen inferior).

En la Fig. 4.8 se aprecia que para los modelos no isotérmicos la implementación de la Regla de Adición y de la JMAK también ha sido correcta. Para la velocidad de enfriamiento de 5°C/s las fases obtenidas según el diagrama TTT son exactamente las mismas que las obtenidas en la simulación. En el proceso no isotérmico para una velocidad de enfriamiento elevada, como podría ser la de un tratamiento de temple, se observa claramente que la microestructura final obtenida es martensita, ya que la velocidad de enfriamiento es mayor a la velocidad crítica del material

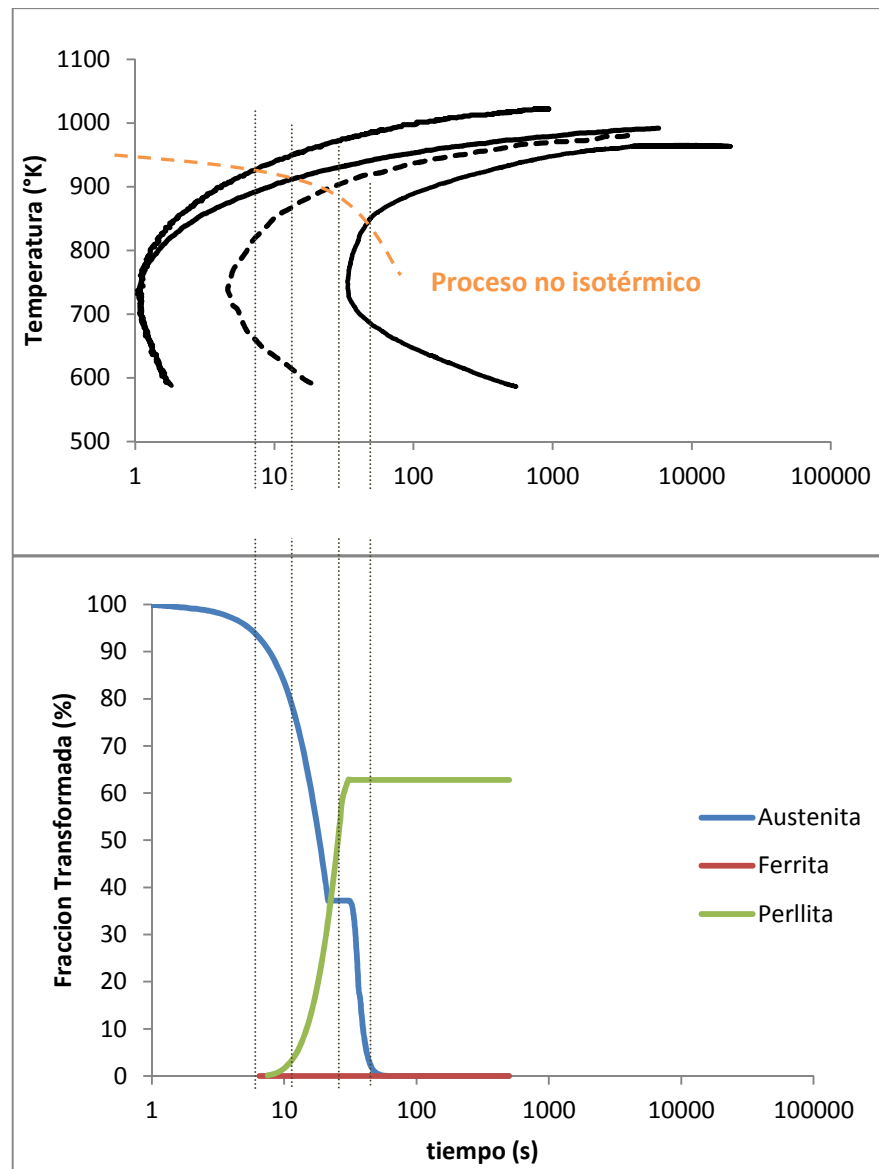


Fig. 4.8: Tratamiento no isotérmico (imagen superior). Evolución de las fases presentes (imagen inferior).

5. MATERIAL

La elección del material es un elemento imprescindible por tal de conferir unas propiedades determinantes a la pieza.

Las propiedades mecánicas de un acero después de un tratamiento térmico, como ahora el temple, dependen principalmente de su contenido en carbono. Por tanto, controlando el porcentaje en carbono se puede controlar la resistencia del acero. También hay otros elementos, como el manganeso (Mn) o el cromo (Cr), que influyen en las propiedades.

El acero utilizado en este proyecto ha sido el acero AISI 1055, para verificar que la composición es la establecida por el fabricante se le ha realizado un análisis químico.

La composición química obtenida ha sido la siguiente:

% C	% Mn	% Si	% Cr	% Ni	% Cu	% S
0,53	0,7	0,19	0,124	0,12	0,15	0,026

El AISI 1055 es un acero de baja aleación, se caracteriza por tener una composición de carbono del 50-60% y de manganeso de entre 60-90%. Los aceros de baja aleación han sido desarrollados y utilizados extensivamente para requerimientos especiales donde no es posible utilizar aceros al carbono corrientes con poca capacidad de endurecimiento. Al aumentar el contenido de elementos aleantes se consiguen varias mejoras como aumentar el grado de endurecimiento, aumentar la resistencia al desgaste, proporcionar resistencia al impacto, etc.

AISI 1055	
PROPIEDADES MECANICAS	
Densidad (ρ)	7850 kg/m ³
Modulo de Young	210x 10 ⁹ Pa
Resistencia a la tracción	560x 10 ⁶ Pa
Tensión última (UTS)	660x 10 ⁶ Pa
Coefficiente de poisson	0,27-0,3
PROPIEDADES TERMICAS	
Conductividad (λ)	49,8 W/m ² K
Calor específico (Cp)	472 J/kg·K
Coefficiente de expansión	1,17E-05 °C ⁻¹

Tabla 5.1: Propiedades AISI 1055 [26].

El diagrama TTT (Fig. 5.1) del AISI 1055 ha sido extraído de la literatura [12].

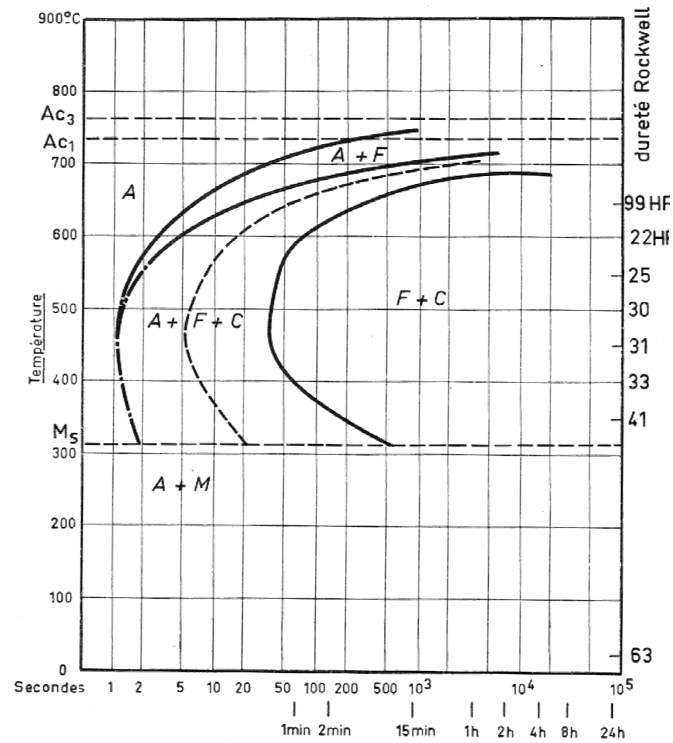


Fig. 5.1: Diagrama TTT AISI 1055.

Para la elaboración del diagrama TTT el material se ha mantenido durante 15 minutos a la temperatura de austenización de 825 °C (1098 °K). Se aprecian claramente las diferentes fases que experimenta. El inicio de la transformación bainítica tiene lugar alrededor de los 520°C (793 °K)[1].

Los tratamientos aplicados en este proyecto no son a temperatura constante, por ello, para obtener el diagrama CCT del material AISI 1055 a partir del diagrama TTT se ha aplicado la regla de Adición (*Additivity Rule* [20]). Obteniendo así los tiempos de incubación para cada una de las fases.

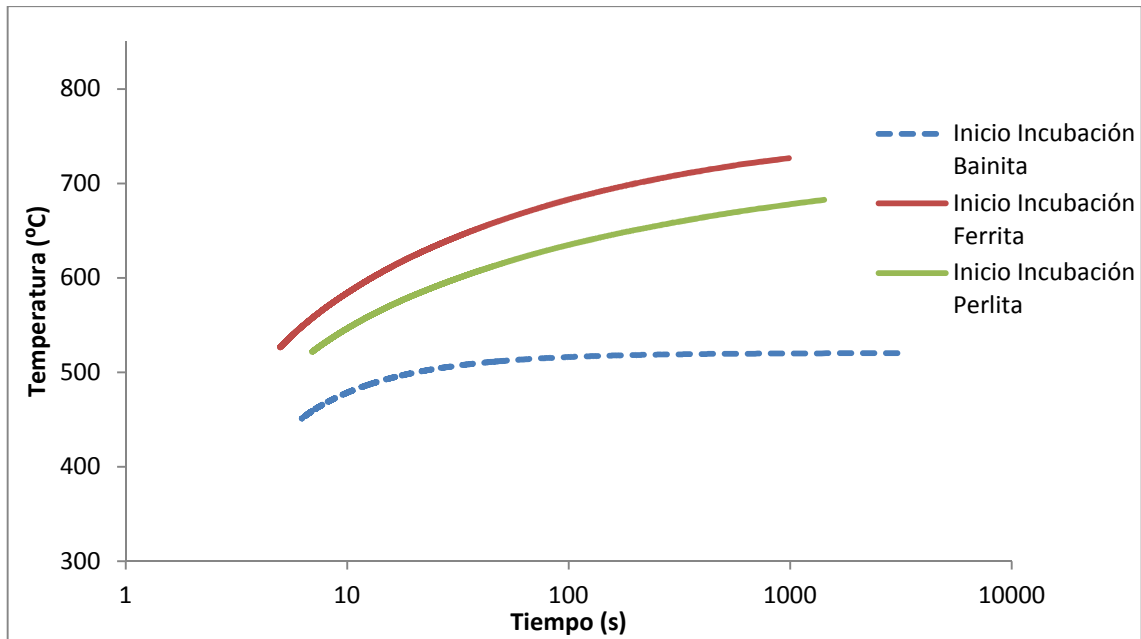


Fig. 5.2: Diagrama CCT AISI 1055 aplicando la Regla de Adición.

Aunque la Regla de Adición no es precisa para el cálculo del tiempo de incubación y la determinación del diagrama CCT a partir de la TTT, se puede utilizar siempre y cuando se tenga en cuenta el error que comporta ya que actualmente no existe un método que de mejores resultados [23]. Si se compara el diagrama CCT obtenido mediante la Regla de Adición (Fig. 5.2) con el diagrama CCT del material obtenido de la literatura (Fig. 5.3) se observa un claro desajuste en cuanto a la transformación bainítica, quedando subestimado respecto al obtenido de la literatura. Ese desajuste entre ambos modelos de CCT es debido como se ha comentado anteriormente al error que comporta usar la Regla de Adición. En cuanto a las transformaciones ferrítica y perlítica sí que se observa un buen ajuste entre ambos modelos.

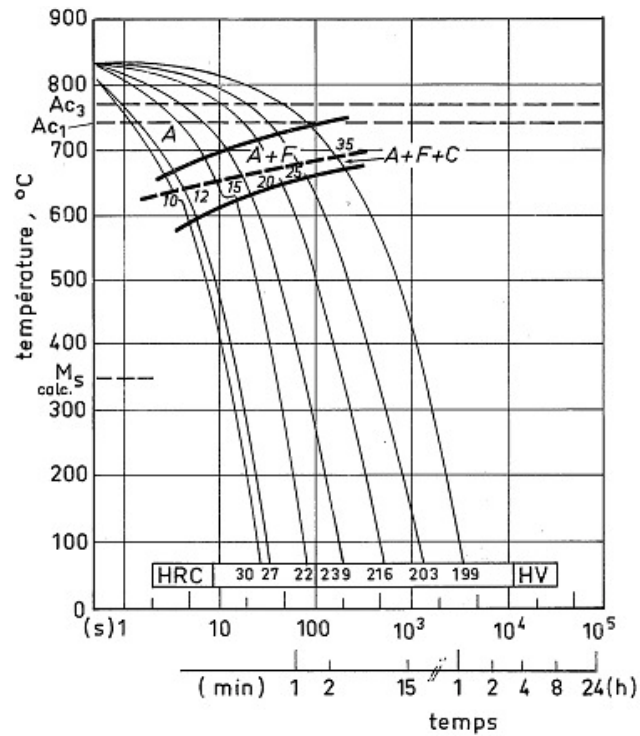


Fig. 5.3: Diagrama CCT AISI 1055 [12].

En los aceros, la fase de la ferrita disuelve muy poco carbono, por lo que existe un volumen máximo de austenita susceptible de ser transformado en ferrita proeutectoide. Este valor viene dado por el diagrama de fases binario Fe-C (Fig. 5.4).

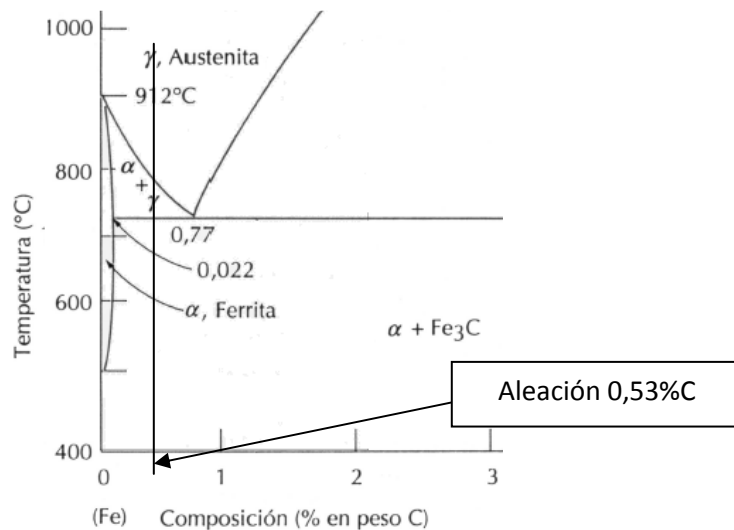


Fig. 5.4: Diagrama Fe-C [1].

Para determinar la máxima fracción de austenita disponible para la transformación ferrítica se ha aplicado la regla de la palanca. Conociendo que la composición de carbono para la aleación utilizada en el proyecto es de 0,53 %:

$$\% \alpha = \frac{0.77 - X \% C}{0.77 - 0.022} = \frac{0.77 - 0.53}{0.77 - 0.022} = 0.32 \quad (5.1)$$

Por lo tanto la fracción máxima de ferrita proeutectoide que puede transformar el acero utilizado es de 32%.

En las reacciones eutécticas la austenita puede transformar a perlita o bainita. Por ello hay que tener en cuenta la fracción de cada componente de la mezcla eutéctica. La fracción de ferrita presente en la mezcla eutéctica es del 92.3 % y el 7,7% restante corresponde a la cementita presente en la mezcla eutéctica. Ambas fracciones se obtienen aplicando la regla de la cadena en el diagrama binario Fe-C (Fig. 5.4).

$$\% \alpha = \frac{6.67 - X \% C}{6.67 - 0.022} = \frac{6.67 - 0.53}{6.67 - 0.022} = 0.923 \text{ (92.3\%)} \quad (5.2)$$

$$\% Fe_3C = 1 - 0.923 = 0.077 \text{ (7.7\%)} \quad (5.3)$$

6. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

6.1 COEFICIENTE DE CONVECCIÓN

Para ajustar la simulación mediante ABAQUS con los datos experimentales es necesario determinar el coeficiente de convección del material con el entorno, ya sea en contacto con agua o con el aire. Para el siguiente ensayo se ha realizado un temple y un normalizado en una probeta de acero del mismo material utilizado en el proyecto (AISI 1055). La probeta ha sido calentada mediante una máquina de inducción y posteriormente enfriada primero en agua y luego dejándola al aire libre.

6.1.1 Material utilizado

El material necesario para llevar a cabo el ensayo ha sido el siguiente:

- Probeta de acero AISI 1055.
- Horno de inducción.
- Pintura anticorrosiva.
- Termopares tipo N.

6.1.2 Metodología experimental

6.1.2.1 Diseño y mecanizado de la probeta.

Primero de todo se ha mecanizado la probeta teniendo en cuenta las dimensiones del inductor.

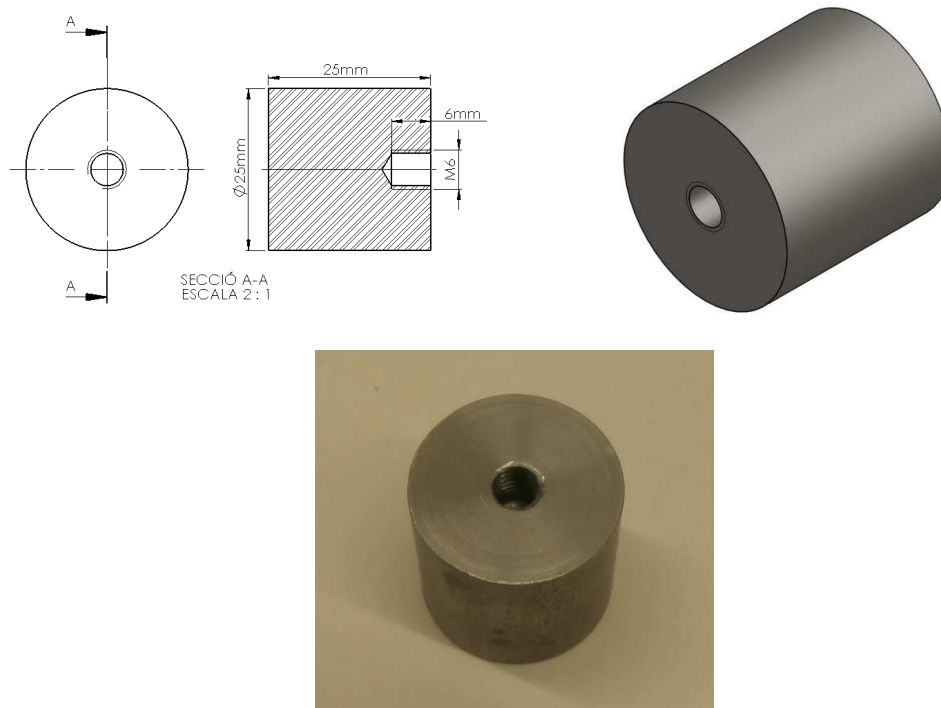


Fig. 6.1: Probeta acero AISI 1055 utilizada en el ensayo.

La probeta presenta una geometría circular por tal de tener simetría y así evitar que le afecten las distorsiones durante el temple. Una vez mecanizada la probeta se le han soldado los termopares, mediante una soldadura de puntos (Fig. 6.2).

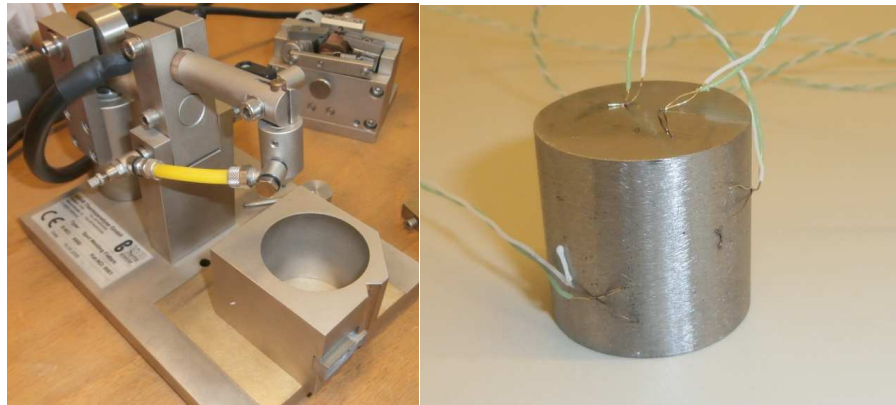


Fig. 6.2: Soldador de puntos (izquierda). Probeta con los termopares soldados (derecha).

Antes de realizar el temple por inducción se ha realizado una prueba para comprobar si la pintura anticorrosiva resiste a una temperatura superior a los 800 °C (la temperatura de austenización del acero AISI 1055 es de 825°C (1098°K)). El uso de la pintura anticorrosiva permite proteger los cables del termopar soldados en la probeta, evitando que se degraden durante el calentamiento por inducción, y también permite proteger la zona de soldadura del termopar con la probeta.

Para realizar esta prueba se ha pintado dos trozos de chapa metálica con pintura anticorrosiva. Para garantizar una buena adhesión de la pintura con la chapa se han limpiado ambas chapas eliminando así cualquier capa de aceite que se haya podido depositar durante su mecanizado. Una vez pintadas las chapas se han dejado a secar durante una hora al aire libre.

El curado se ha realizado en un horno de tubo (Fig. 6.3) manteniendo los trozos de chapa metálica durante una hora a una temperatura de entre 160-200 °C.



Fig. 6.3: Probetas recién pintadas (izquierda) y horno de tubo (derecha).

Una vez curadas, se ha aumentado la temperatura del horno hasta los 825 °C (1098°K), temperatura a la cual se verá sometida la pintura durante el temple por inducción.



Fig. 6.4: Diferencias entre una probeta antes de someterla a 800 °C (probeta inferior) i después de estar una hora a 800 °C (probeta superior).

El resultado obtenido no ha sido el deseado. Hay que tener en cuenta que se estaba sobrepasando el rango de temperatura máxima garantizada por el fabricante (<800°C).

Por lo tanto, se ha tenido que realizar el temple por inducción sin la pintura anticorrosiva. Evitando que el cableado de los termopares se degraden durante el calentamiento por el inductor.

- **Temple por inducción:**

El temple por inducción consiste en inducir corrientes eléctricas a la probeta metálica mediante un inductor por el cual circula una corriente alterna de alta frecuencia (200-500.000Hz). Las corrientes inducidas generan un calentamiento por efecto Joule de la zona por donde circulan (Fig. 6.5)

El temple por inducción es un proceso rápido que produce escasa oxidación y decarburización, y poca distorsión de la probeta.

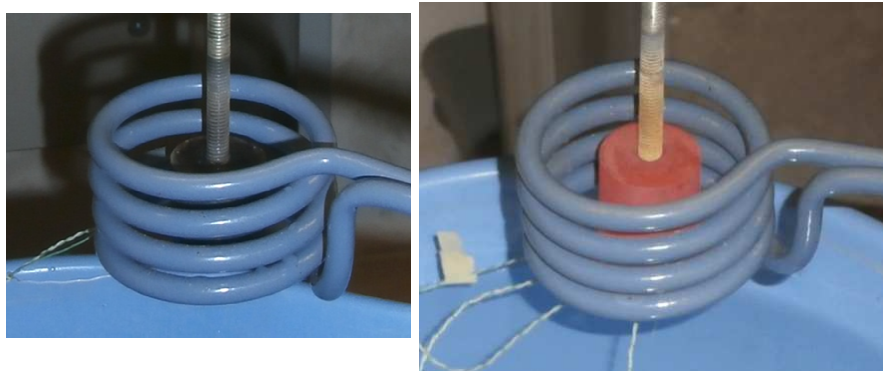


Fig. 6.5: Ensayo temple por inducción. Antes del calentamiento (izquierda) y después del calentamiento (derecha).

La probeta se calienta por efecto Joule al circular corriente eléctrica por el inductor hasta alcanzar la temperatura de austenización (825 °C). El calentamiento depende en todo momento por la frecuencia de la corriente utilizada y por la potencia de la máquina inductora.

Una vez alcanzada la temperatura de austenización, se detiene el inductor y se procede al temple por inmersión en agua (temperatura del agua 21°C). Para realizar el normalizado se ha dejado la probeta al aire libre durante el enfriado (temperatura ambiente 26 °C).

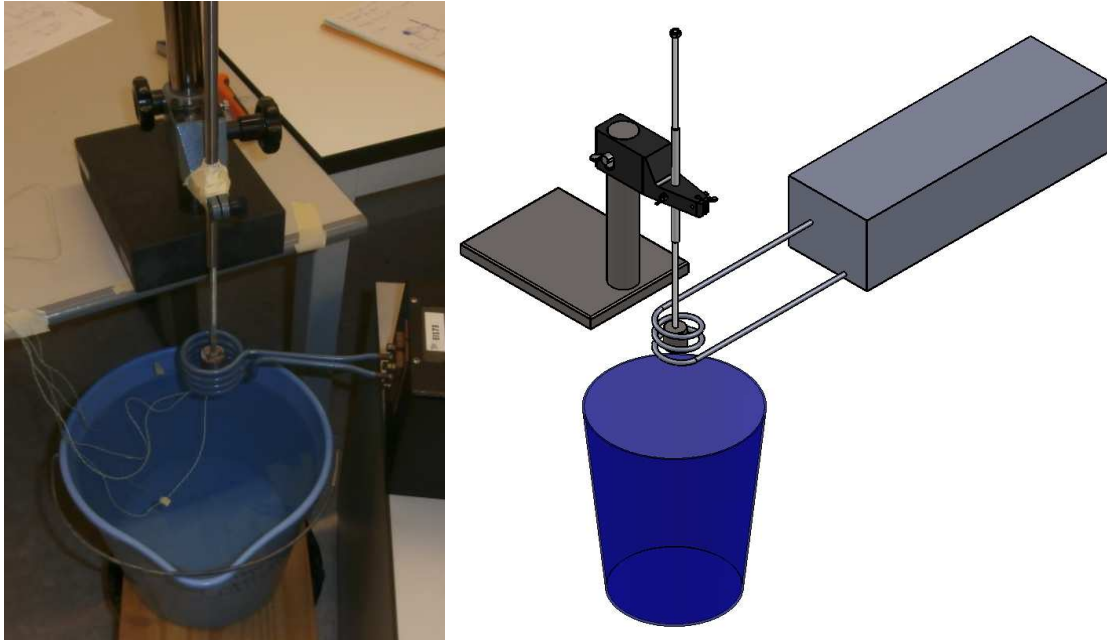


Fig. 6.6: Montaje del ensayo (izquierda) y representación en 3D del ensayo (derecha).

Gracias a los termopares se monitoriza la temperatura de la probeta en todo momento. Los termopares consisten en dos hilos metálicos de diferentes materiales, unidos a la probeta mediante soldadura. Esta unión constituye el punto de medición (*hot junction*) y el otro extremo constituye la junta fría (*cold junction*). El calentamiento de la junta de medición provoca una tensión eléctrica, aproximadamente proporcional a la temperatura, lo que se conoce como efecto eléctrico.

Mediante el controlador se ha monitorizado la temperatura suministrada por los termopares cada 0,125 segundos. En total se han soldado cuatro termopares para tener un buen control sobre las diferentes zonas de la probeta y poder mantener un control más homogéneo de la temperatura. Dos termopares se han soldado en las zonas más externas y los otros dos en la base de la probeta, situando uno de ellos en el centro y el otro en la zona más externa, tal y como se observa en la Fig. 6.7.

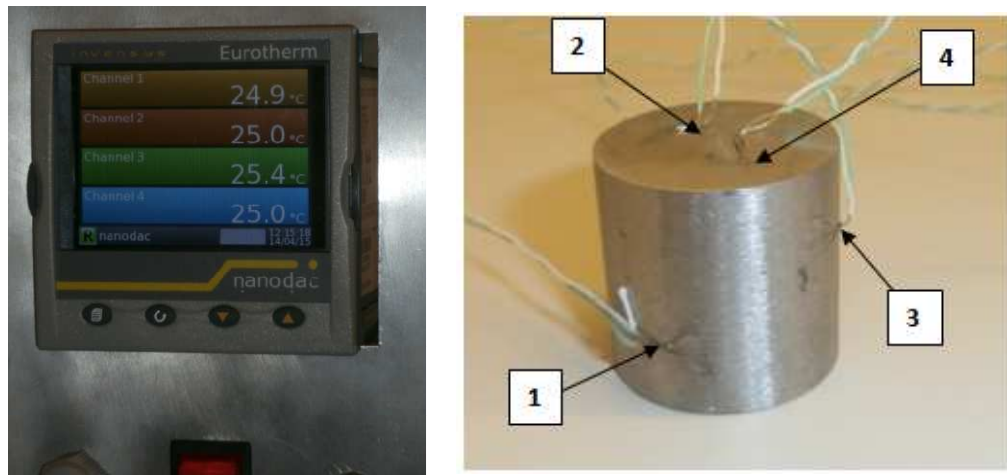


Fig. 6.7: Monitorización mediante el controlador (izquierda) y ubicación de los termopares (derecha).

- **Normalizado:**

Para llevar a cabo el ensayo del normalizado se ha seguido el mismo procedimiento de calentar la probeta con el inductor hasta la temperatura de austenización Ac3. Posteriormente, se ha dejado enfriar la probeta al aire libre, a temperatura ambiente (26°C). Todo el proceso ha sido de nuevo monitorizado por los termopares.

6.2 ENSAYO TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Tal y como se ha comentado, los tratamientos térmicos producen distorsiones no controlables y difíciles de prever en las piezas de acero. En este ensayo, se someten dos probetas de acero AISI 1055 a dos tratamientos térmicos, un temple y un normalizado; y se monitoriza en todo momento las distorsiones que se producen durante dichos tratamientos.

6.2.1 Material utilizado

El material utilizado durante el ensayo ha sido el siguiente:

- Horno de mufla.
- Probetas de acero AISI 1055.
- Cámara de alta velocidad.
- Material de protección: guantes, visor y pinzas.
- Cámara de vídeo digital.
- Recipiente.

6.2.2 Diseño de la probeta

El diseño de la probeta del material AISI 1055 es un factor a tener muy en cuenta. Un mal diseño de la probeta provocara que no se pueda evaluar bien los resultados obtenidos durante los tratamientos térmicos. La geometría de la probeta se muestra en la siguiente ilustración (Fig. 6.8).



Fig. 6.8: Probetas utilizadas para los ensayos térmicos.

Para que se pueda apreciar la distorsión que se produce en la probeta se ha diseñado ésta teniendo en cuenta que no se enfríen por igual todas las zonas. Con lo cual, en una de las caras de la probeta se ha mecanizado un chavetero, siendo ésta la zona que se enfriará antes cuando se someta la probeta a un tratamiento, dando lugar a un desplazamiento o distorsión de la misma.

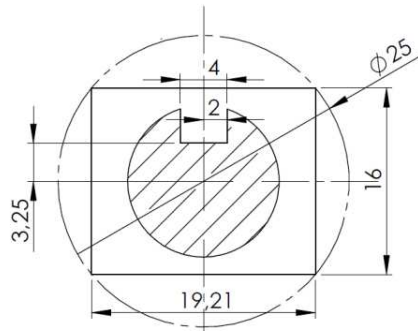


Fig. 6.9: Dimensiones del chavetero (cotas en milímetros).

La parte superior de la probeta se ha diseñado con esta geometría (prisma cuadrangular) para poder controlar la orientación de la pieza, evitando así, el movimiento de la probeta durante el enfriamiento.

6.2.3 Diseño del recipiente

Para poder enfriar rápidamente la probeta se ha diseñado un recipiente que permita enfriar y visualizar en todo momento el enfriamiento de ésta.

Conociendo el volumen de la probeta (V_p) se puede determinar el volumen de agua mínimo necesario para enfriarla. Para realizar el cálculo se ha hecho un simple cálculo utilizando la ecuación de la conservación de la energía para un sistema cerrado (primer principio de la termodinámica) (6.1).

$$\frac{dU}{dt} = Q + W \quad (6.1)$$

Al tratarse de un fluido en reposo ($W=0$). Como estado inicial se tiene la probeta a la temperatura de austenización Ac_3 (1098°K) y el agua a temperatura ambiente (300°K). La temperatura final de la probeta es la temperatura ambiente. Con la expresión anterior (6.1) y conociendo el estado inicial y final, y con la condición de que la temperatura del volumen de agua no aumente más de dos grados ($\Delta T_{H_2O} \cong 2^\circ$) se puede determinar el volumen necesario de agua (V_{agua}).

$$Q_{probeta} = Q_{agua}; m_{probeta} \cdot c_p \cdot (1098 - 300) = m_{agua} \cdot c_p \cdot 2 \quad (6.2)$$

Conociendo que:

$$m = \rho \cdot V [kg] \quad (6.3)$$

Se obtiene que el volumen mínimo de agua es de $0.01 m^3$, es decir, se necesita un mínimo de 10 litros de agua. Las dimensiones finales del recipiente han sido $0.2 \times 0.2 \times 0.3 m$.

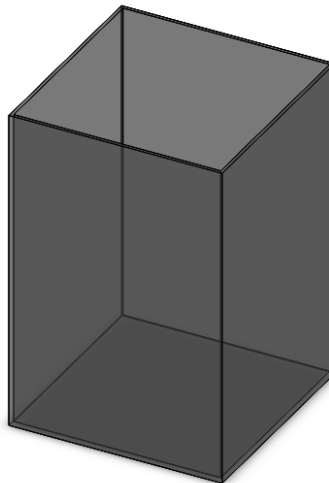


Fig. 6.10: Recipiente en 3D mediante SolidWorks®.

- **Selección del material:**

Para la selección del material del recipiente se ha seguido el siguiente esquema:

RECIPIENTE
1. Definición
Utensilio hueco, generalmente cóncavo, para contener o conservar una cosa en su interior
2. Requisitos
Lo más ligero posible
Buena resistencia a temperatura ambiente
Temperatura de servicio (0 - 80 °C)
Inerte, que no reaccione en contacto con ningún fluido que se utilice para templar la pieza
Buena resistencia a la corrosión.
Buen acabado superficial y transparente
3. Objetivo
Permita el suficiente volumen de agua para enfriar la probeta de acero.
4. Variables / Restricciones
Dimensiones / Coste (€)

Tabla 6.1: Esquema a seguir para la selección del material para el recipiente.

Siguiendo el criterio de selección establecido por la tabla anterior (Tabla 6.1) se ha realizado una primera selección de materiales. Se ha realizado un diagrama de Ashby (Fig. 6.11), mediante el software *CES EduPack®*, graficando las propiedades intrínsecas de cada material representando su Módulo de Young en función de su densidad. De este modo, se puede seleccionar aquellos materiales que mejor cumplan los criterios establecidos. Para el presente caso, el criterio de selección ha sido el de minimizar el peso del recipiente manteniendo unas buenas propiedades mecánicas. Interesa disponer de un recipiente lo más ligero posible, que permita la mayor comodidad en su utilización y mantenimiento, en cada ensayo realizado. Conociendo la masa de la anterior expresión (6.3) y el momento de inercia para una sección cuadrada se puede hallar la relación con las propiedades intrínsecas del material del Módulo de Young y la densidad.

$$m = [\text{constante}] \cdot \left[\frac{\rho}{E^{1/2}} \right] \quad [31] \quad (6.4)$$

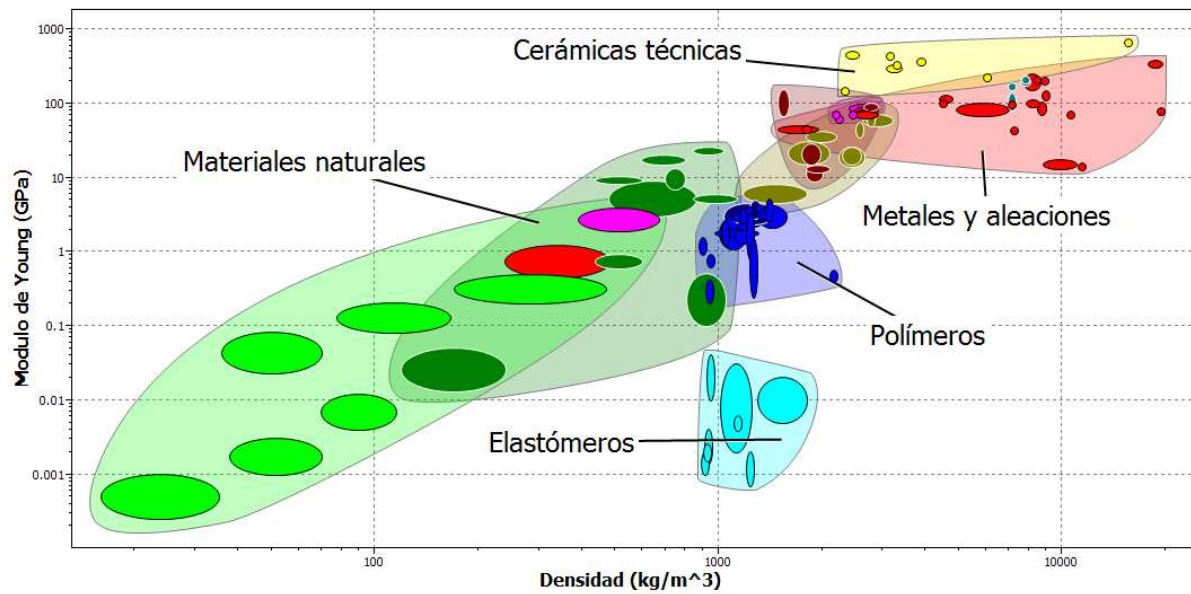


Fig. 6.11: Diagrama de Ashby Módulo de Young vs. Densidad.

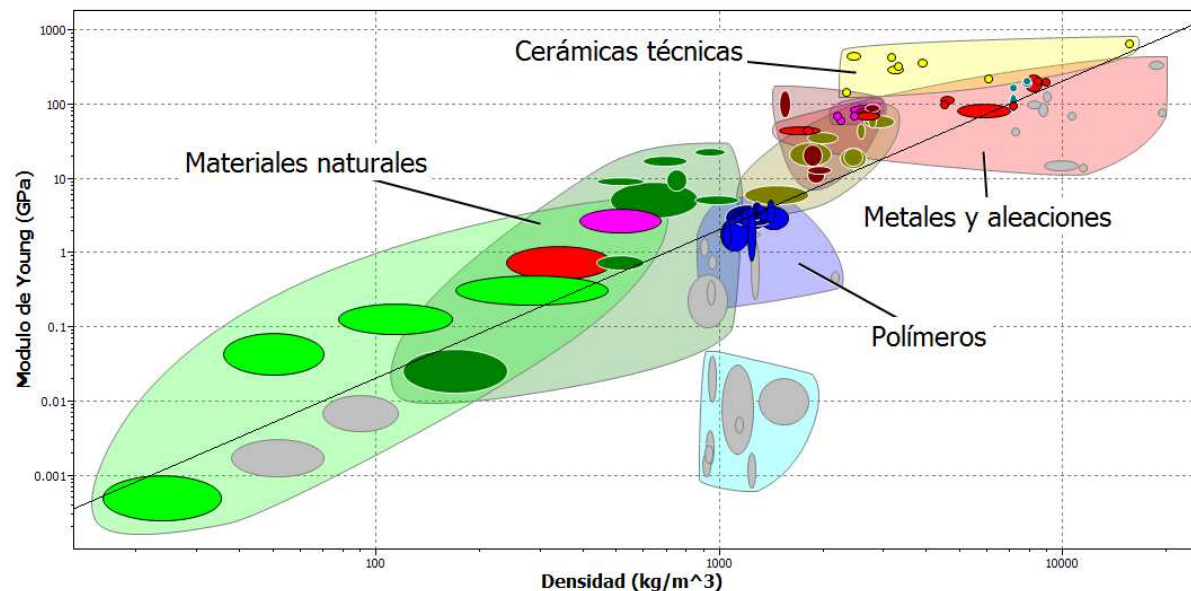


Fig. 6.12: Selección material minimizar peso (minimizar $\left(\frac{\rho}{E^{1/2}}\right)$ (pendiente de la recta)).

Para minimizar peso, los materiales que mejor se ajustan son los polímeros, metales, materiales naturales, y los materiales compuestos.

Aplicando cómo segundo criterio, que el material sea transparente y presente buena resistencia a la corrosión, la lista de materiales disminuye considerablemente dejando de lado a los materiales metálicos y los naturales en la selección.

Los polímeros han sido los materiales seleccionados para la elaboración del recipiente. Todo y que los compuestos cerámicos (el vidrio por ejemplo) son una buena alternativa a los polímeros

para el recipiente, se han descartado debido a su elevado coste y mecanizado en comparación con los polímeros.

De los materiales poliméricos que cumplen las condiciones se ha hecho una selección en función de los materiales plásticos suministrados por la empresa fabricante [32] la cual se ha encargado de mecanizar el recipiente.

Polímeros
Metacrilato PMMA
Policarbonato (PC)
Policarbonato celular
PETG
Polietileno de alta densidad (HDPE)
Policarbonato de vinilo (PVC)
PVC espumando

Tabla. 6.2: Materiales poliméricos suministrados por el fabricante.

El material plástico que mejor cumple para el recipiente es el Polimetiletacrilato, comúnmente conocido por sus siglas PMMA. El policarbonato (PC) es una buena alternativa, aunque su elevado precio en comparación al PMMA es un punto en contra (restricción de coste establecido en la Tabla 6.2). El PMMA es un polímero termoplástico altamente transparente. Debido a su transparencia, estética y resistencia a los rasguños, se puede considerar el PMMA como alternativa ligera al vidrio.

En cuanto a la determinación del espesor mínimo necesario para el recipiente se ha realizado la simulación de los esfuerzos presentes en las caras del recipiente debido a la presión del agua (Fig. 6.13).

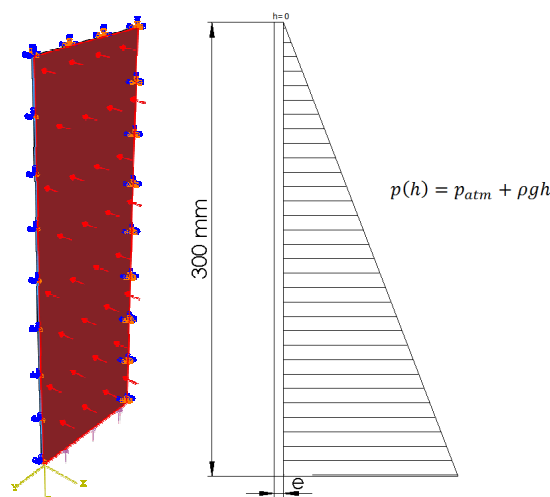


Fig. 6.13: Simulación de la pared del recipiente para determinación el espesor mínimo aplicando estática de fluidos.

Una vez simulados los esfuerzos se ha comprobado el desplazamiento máximo y la tensión de Von Mises que experimentan las paredes del recipiente. Se ha escogido el espesor mínimo suministrado por el fabricante (3mm) [32] y se ha realizado la simulación. El resultado final obtenido para un espesor de 3 mm ha sido satisfactorio con lo cual seleccionando un espesor de 3 mm del recipiente se asegura en todo momento que el recipiente aguante los ensayos.

Para el diseño de la parte superior del recipiente se ha utilizado una chapa de metal de 0.2x0.2x0.002 m. En la chapa se ha incorporado varias placas de un material cerámico altamente resistente a la temperatura por tal de sujetar la probeta durante el tratamiento térmico y que ésta no interactúe con la chapa. Para la unión del material cerámico con la chapa se ha utilizado una pasta de sellado térmico (*Nural 30*).

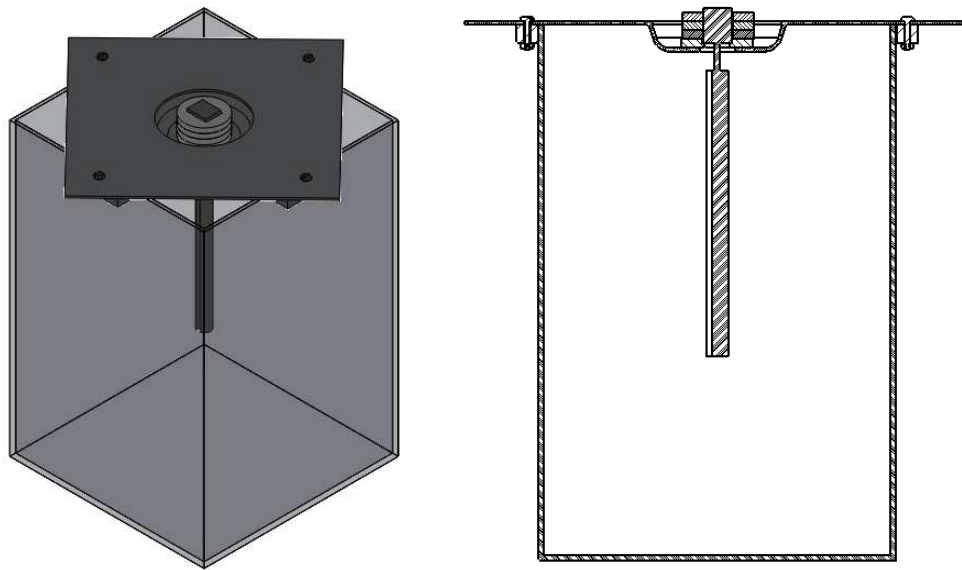


Fig. 6.14: Modelo del conjunto en 3D (izquierda) y vista de corte del conjunto (derecha).

Los agujeros presentes en el material metálico se han sobredimensionado teniendo en cuenta la expansión que sufrirá la probeta al calentarla en el horno. Para conocer la dilatación que experimentará durante el calentamiento se ha simulado un pequeño modelo en ABAQUS® de la parte superior de la probeta, para determinar exactamente la dilatación máxima que experimentará la probeta.

Por último, se ha diseñado un pequeño guiado para que la probeta una vez extraída del horno entre lo más recta posible en el recipiente durante el temple por inmersión en agua. El guiado consiste en una pieza de aluminio con sección en "U", en la que las zonas que están en contacto con la probeta han sido recubiertas con el material cerámico de alta resistencia a la temperatura. Hay que tener en cuenta que la probeta en los ensayos estará a una temperatura mayor que la temperatura de fusión del aluminio (660°C).

6.2.4 Metodología Experimental

Una vez calentado el horno, hasta una temperatura de 825°C (1098°K), se introduce la probeta de acero y se deja en el horno durante 15 minutos. Siguiendo así el procedimiento llevado a cabo para la obtención del diagrama TTT del material AISI 1055 (Fig. 5.1).

Transcurridos los 15 minutos a 825°C, se extrae la probeta del horno, utilizando el equipo de protección correspondiente, y se procede al temple por inmersión en agua en el recipiente diseñado. Se realiza el mismo procedimiento para la segunda probeta de acero. Para la tercera y última probeta, el enfriamiento se lleva a cabo al aire libre.



Fig. 6.15: Horno eléctrico laboratorio de la Fundación CTM (izquierda) ensayo tratamiento térmico de la probeta con la cámara de alta velocidad (izquierda).

En la siguientes imágenes se observa el estado final de las probetas después de someterlas a los tratamientos de temple y normalizado (Fig. 6.16).



Fig. 6.17: Probetas una vez enfriadas. Las probetas 1 y 2 sometidas a un temple y la número 3 a un normalizado.

7. RESULTADOS

7.1 RESULTADOS EXPERIMENTALES

A continuación se presentan los resultados obtenidos por los termopares en los ensayos de temple y normalizado por inducción; y los resultados obtenidos por la cámara de alta velocidad en los ensayos de los tratamientos de temple y normalizado.

7.1.1 Resultados ensayos coeficiente de convección

7.1.1.1 Temple por inducción

En la Fig. 7.1 se observa en todo momento el ciclo térmico del tratamiento al que ha sido sometida la probeta durante el temple por inducción. Se puede apreciar que el temple por inducción es un proceso rápido, alcanzando la temperatura de austenización del acero (825 °C) en menos de un minuto.

Durante el calentamiento de la probeta, las zonas más externas (termopares 1 y 3 (Fig. 7.1)) son los primeros en calentarse y en llegar a la temperatura de austenización. Por contra, los termopares más cercanos a la parte central de la probeta (termopares 2 y 4) tardan más en alcanzarla.

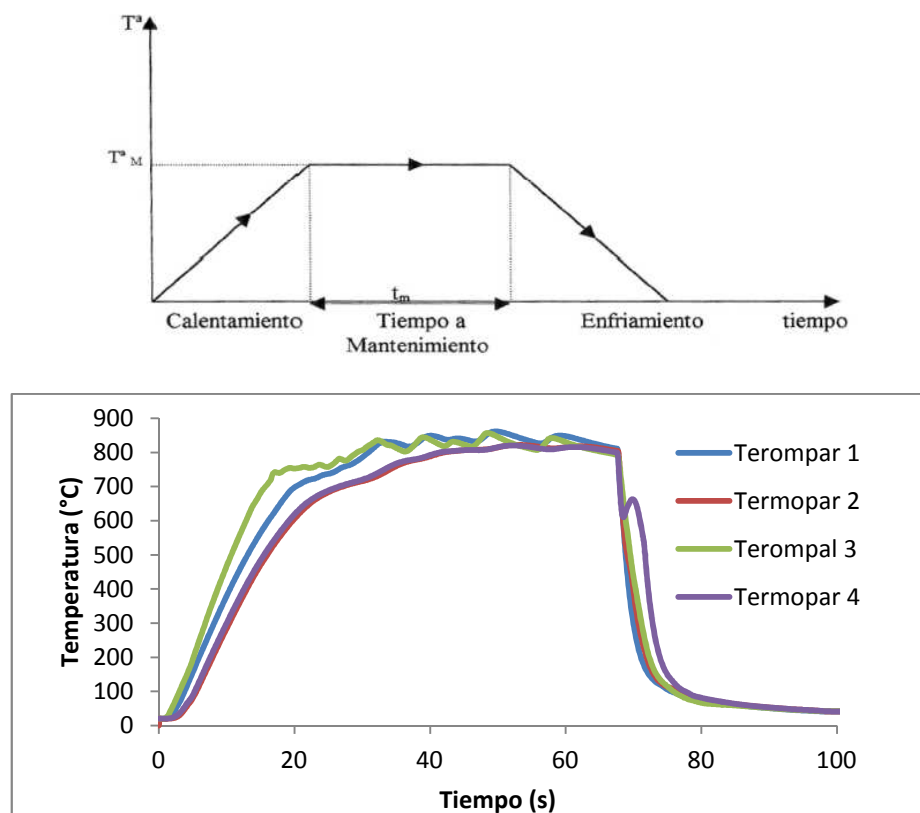


Fig. 7.1: Esquema del ciclo térmico (imagen superior) y ciclo térmico del primer temple por inducción (imagen inferior) .

En la Fig. 7.2 se muestra más detalladamente el enfriamiento que experimenta la probeta durante el temple por inmersión en agua.

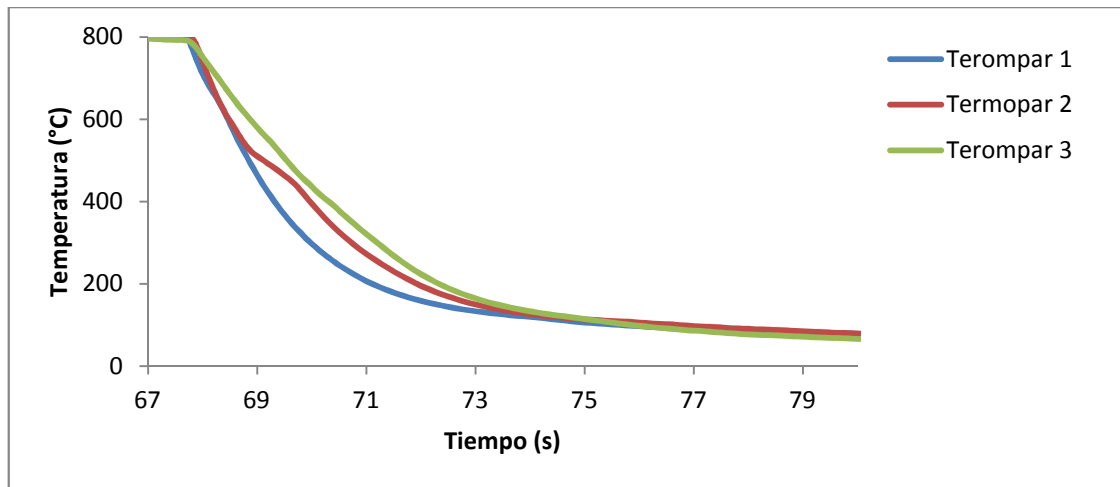


Fig. 7.2: Curva de enfriamiento del primer temple.

En el segundo ensayo de temple por inmersión en agua Fig. 7.2 se obtienen unos valores similares a los del primer ensayo. En este caso, el termopar número 2 presenta valores poco fiables durante el calentamiento, señal de que está a punto de desunirse de la probeta o de que hay un mal contacto entre los hilos del termopar. Durante el temple el termopar se acaba desuniendo de la probeta, por eso durante la curva de enfriamiento el termopar nº2 deja de dar valores.

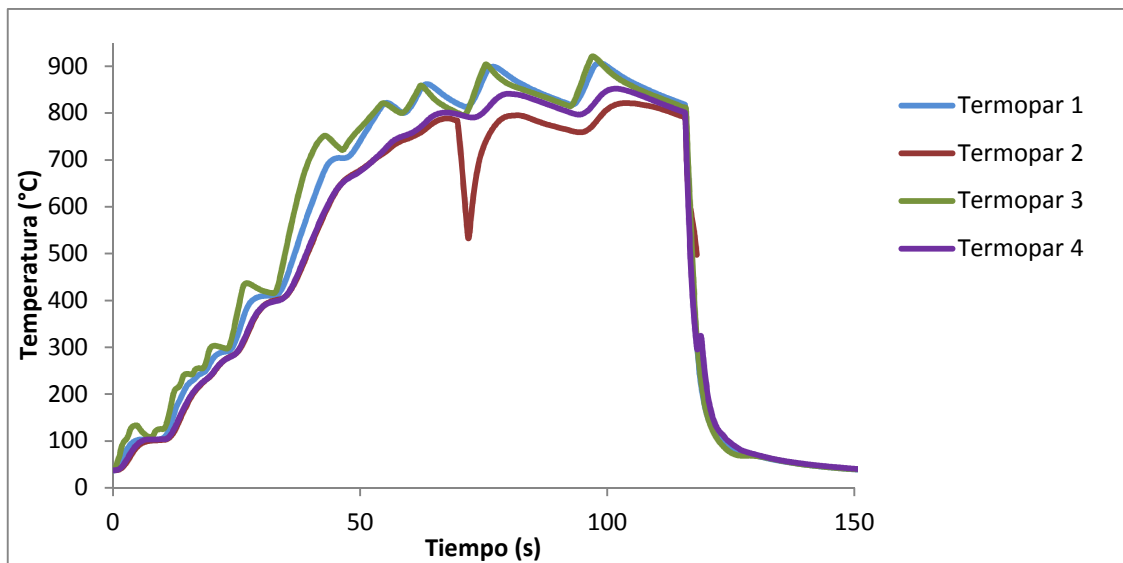


Fig.7.3: Ciclo térmico del segundo temple por inducción.

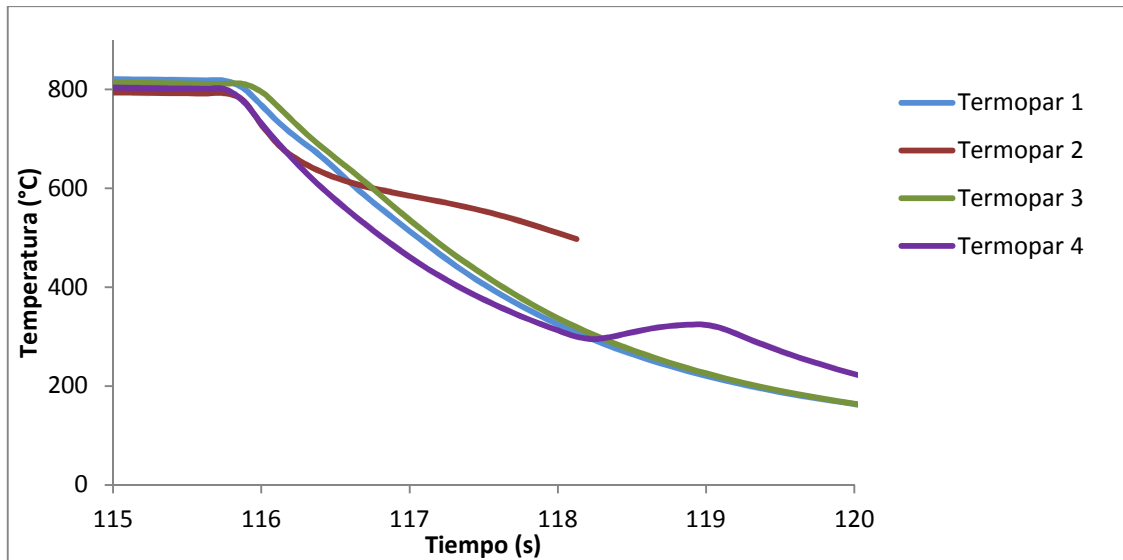


Fig. 7.4: Curva de enfriamiento del segundo temple.

En los gráficos el termopar nº 4 también ha proporcionado lecturas erróneas durante el temple por inmersión.

En el tercer ensayo (Fig. 7.3 y Fig. 7.4) la probeta se ha mantenido más tiempo una vez alcanzada la temperatura de austenización A_{c3} del material (tiempo de mantenimiento) por tal de asegurarse una mejor homogeneidad de la temperatura en toda la probeta.

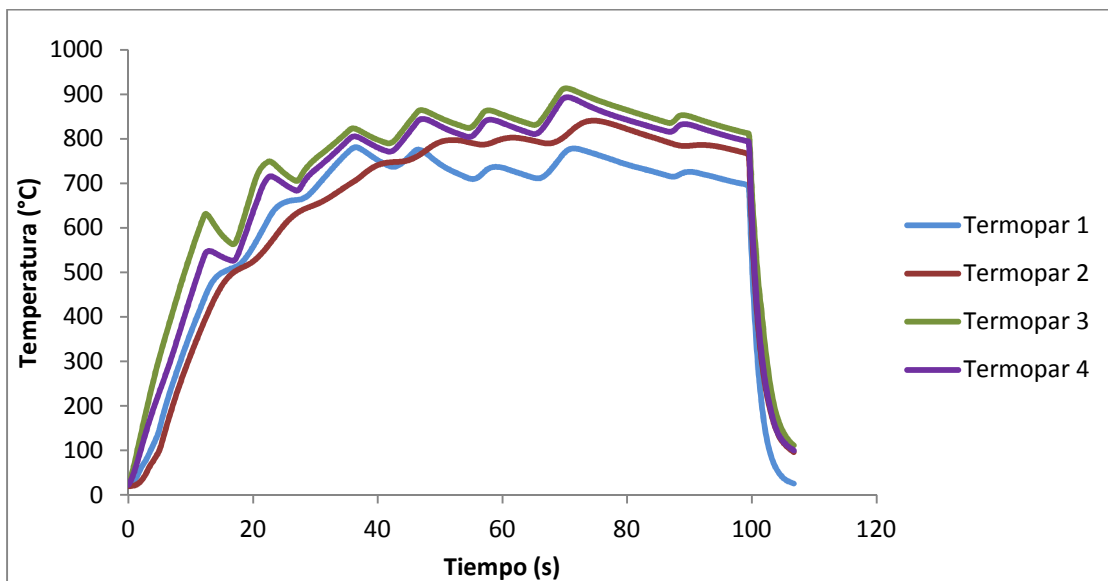
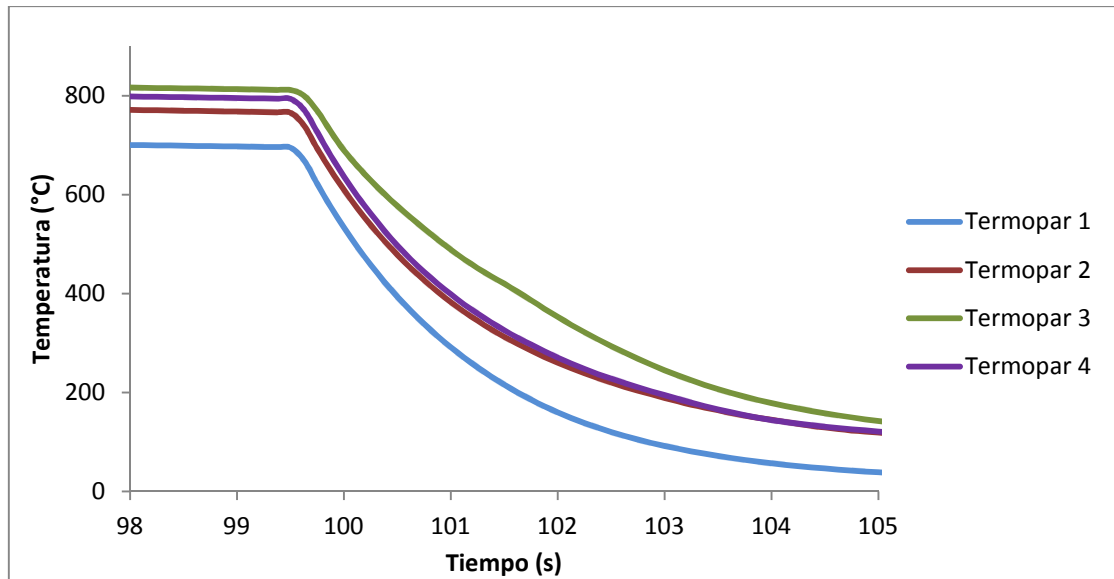
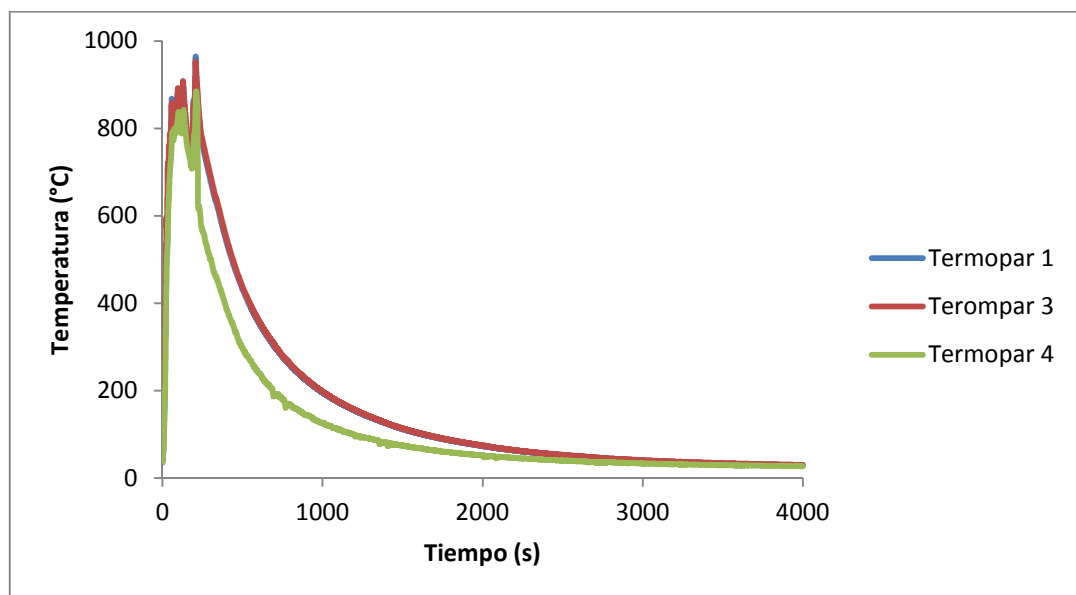


Fig. 7.5: Ciclo del tercer temple por inducción.

**Fig. 7.6:** Enfriamiento tercer temple.

7.1.1.2 Normalizado

Los termopares han monitorizado de nuevo todo proceso. Tanto el termopar 2 en el primer ensayo del normalizado como el termopar 1 del segundo normalizado no han aguantado el ensayo, por lo que no se han tenido en cuenta (Fig. 7.7).

**Fig. 7.7:** Primer ensayo de normalizado.

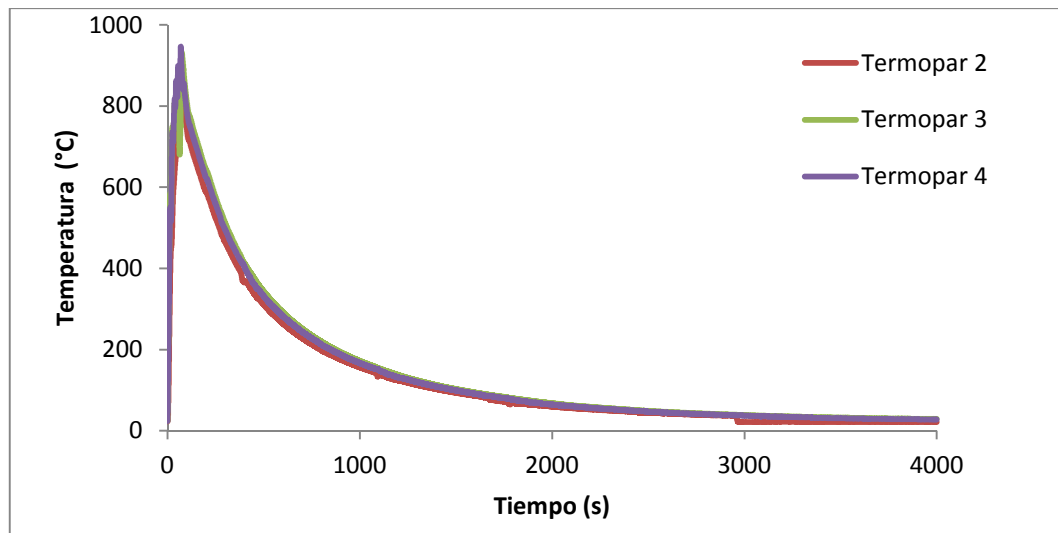


Fig. 7.8: Segundo ensayo de normalizado.

Como se ve en las gráficas anteriores, el normalizado es un tratamiento térmico lento. Se ha precisado de mucho tiempo (alrededor de 45 minutos) para que la probeta se enfríe desde la temperatura de autenticación (825°C) hasta la temperatura ambiente (26°C).

El tiempo obtenido durante los ensayos, tanto el de temple como el normalizado, sirven también para ajustar el tiempo en la simulación mediante el programa de elementos finitos ABAQUS.

7.1.2 Resultados ensayo tratamientos térmicos

- **Temple**

Gracias a la cámara de alta velocidad se observa en todo momento la distorsión que experimenta la probeta durante el temple (Fig. 7.9 y Fig. 7.10).

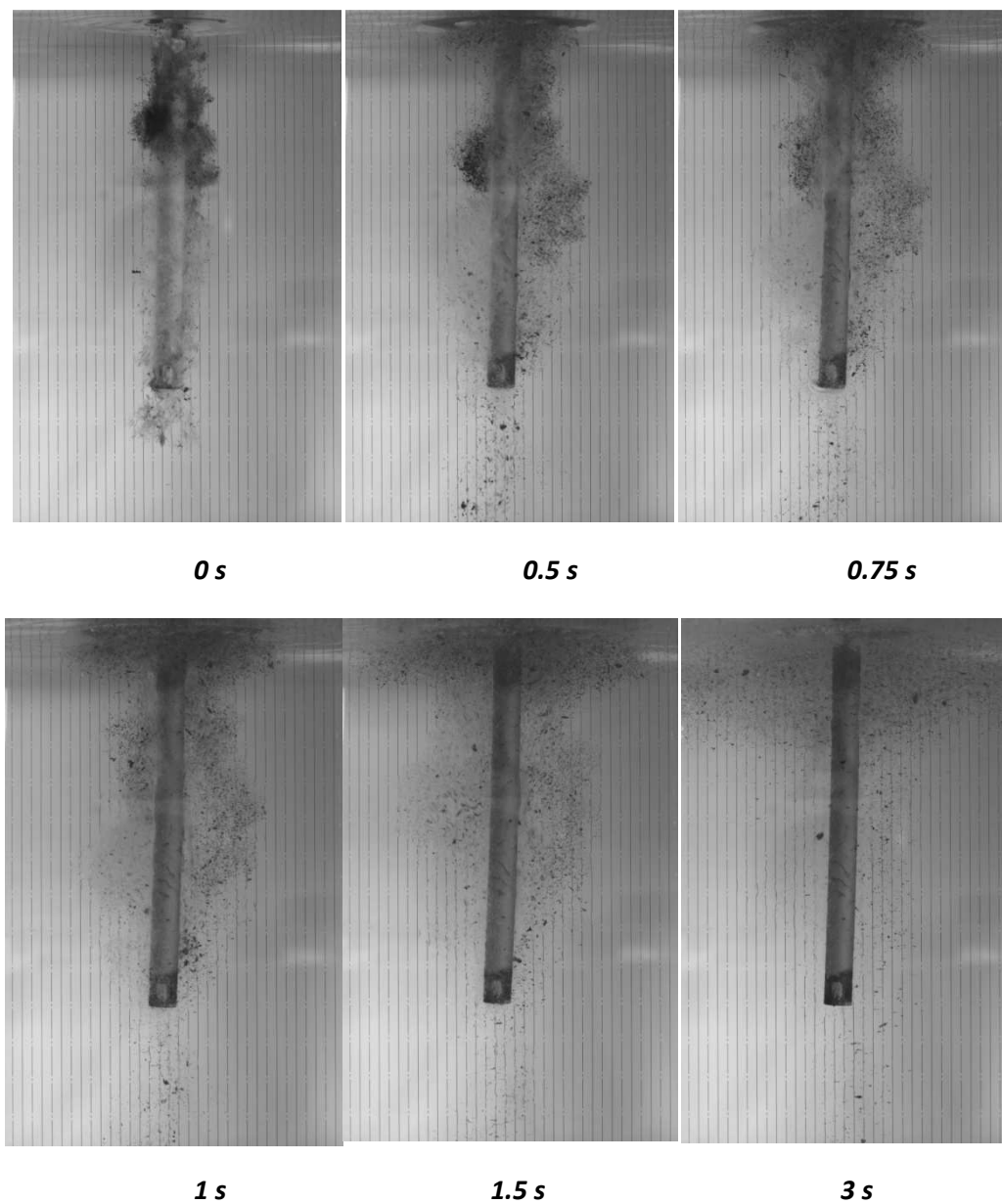


Fig. 7.9: Distorsión de la probeta durante el primer temple en agua. El chavetero está orientado a la derecha de la imagen.

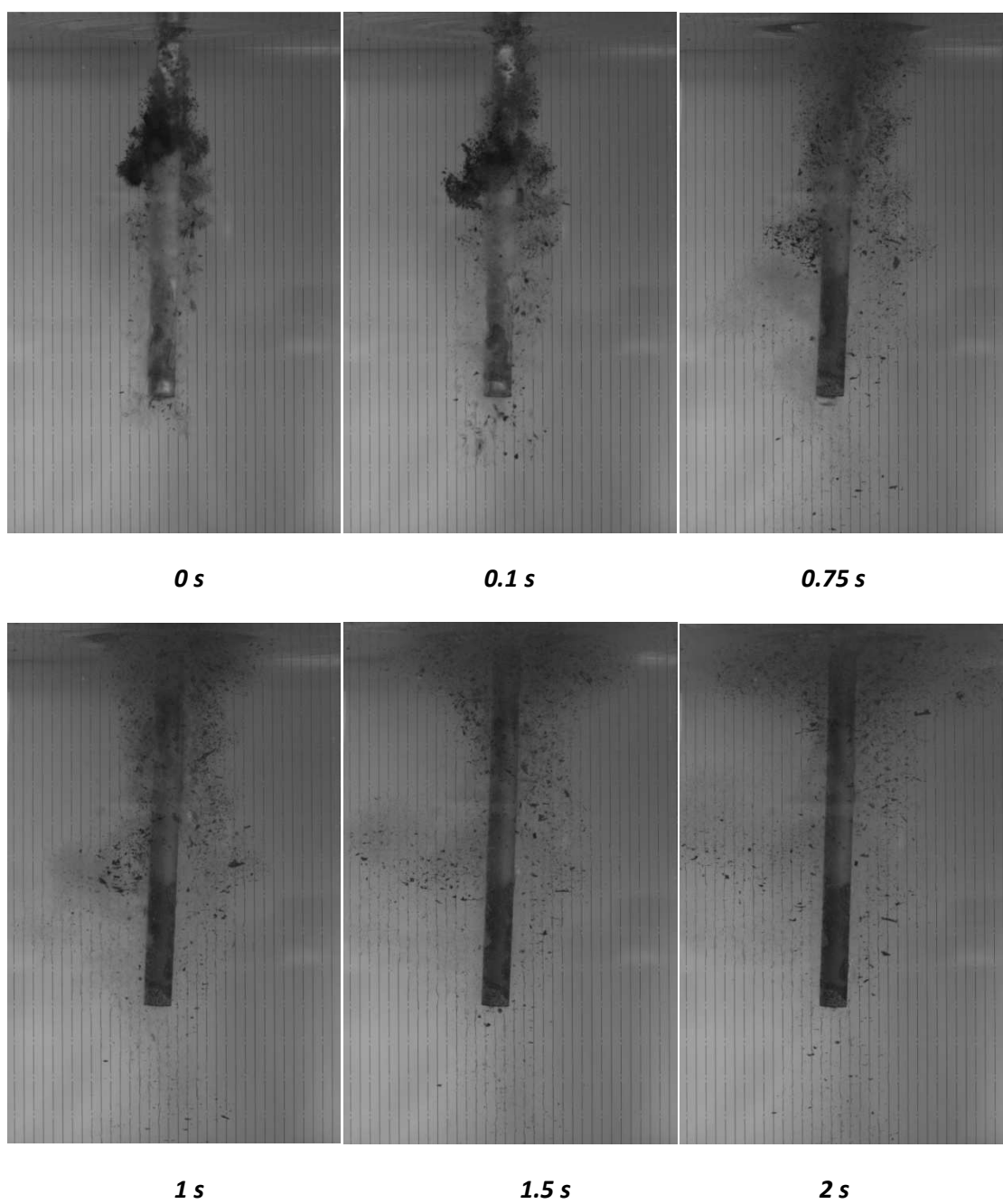


Fig. 7.10: Distorsión de la probeta durante el segundo temple en agua. El chavetero está orientado a la derecha de la imagen.

- **Normalizado**

Para el normalizado la probeta una vez extraída del horno se ha dejado enfriar en el aire. En este caso, no se ha utilizado la cámara de alta velocidad ya que el tiempo de enfriamiento es mucho mayor que al del temple y la cámara no tiene suficiente memoria para almacenar tantos *frames* (imágenes por segundo). Por este motivo, se ha grabado todo el proceso mediante una cámara digital (Fig. 7.11).



Fig. 7.11: Normalizado de la probeta. El chavetero está orientado a la izquierda de la imagen.

- **Distorsiones**

Una vez enfriadas, se aprecia a simple vista una ligera distorsión en las probetas sometidas al temple, mientras que en la del normalizado no se aprecia distorsión alguna. La distorsión se ha medurado utilizando un papel milimetrado en el cual se ha impreso un plano de las probetas mediante SolidWorks® a escala 1:1. Al colocar las probetas una vez enfriadas encima de la plantilla a escala 1:1, del estado inicial de las probetas, se puede medir los desplazamientos que ha sufrido la probeta durante los ensayos.

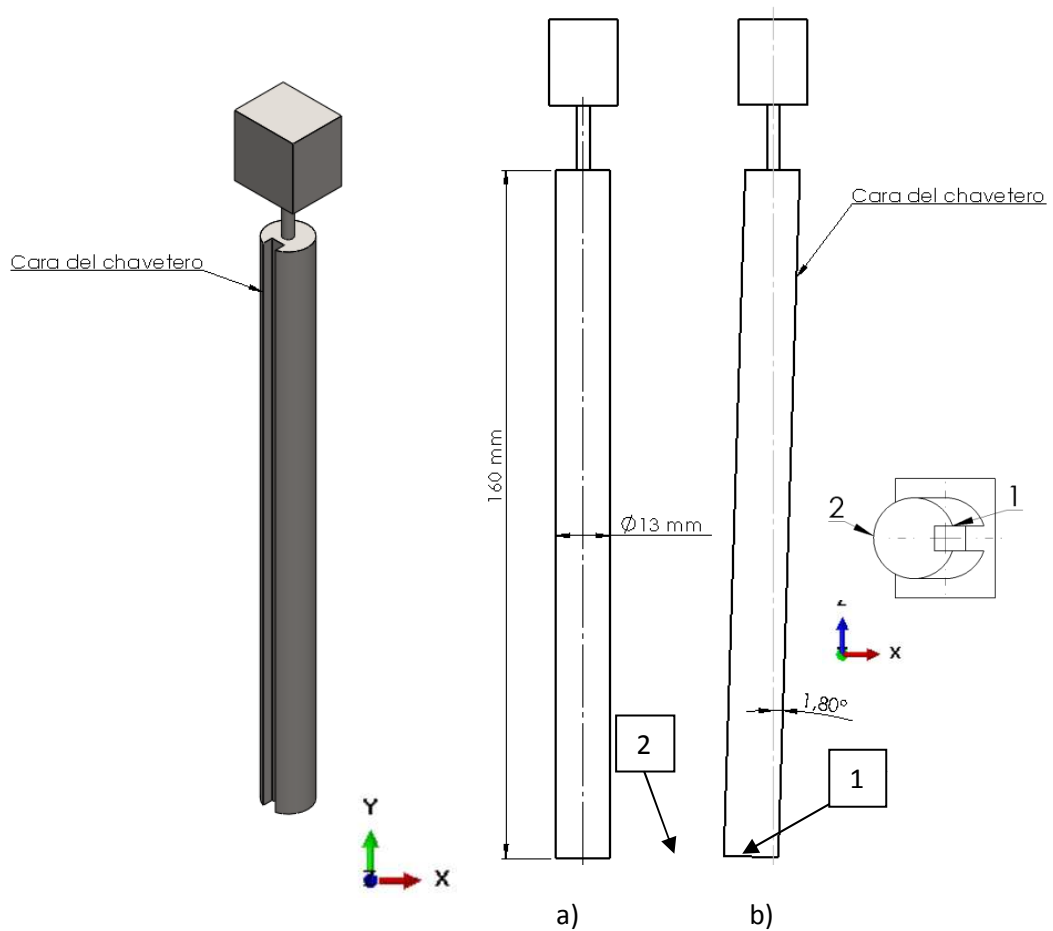


Fig. 7.12: a) Estado inicial y b) estado final de la probeta después del temple por inmersión en agua.

		Desplazamiento (mm)			Error de precisión [mm]
		Temple 1	Temple 2	Media aritmética \bar{x}	
Punto 1	Eje X (U1)	-4,2	-3,2	-3,7	±0,05
	Eje Y (U2)	1,5	1,55	1,525	±0,05
	Eje Z (U3)	0,8	0,8	0,8	±0,05
	U	4,5	3,6	4,05	±0,05
Punto 2	Eje X (U1)	-3,05	-3,2	-3,125	±0,05
	Eje Y (U2)	2,3	2,1	2,2	±0,05
	Eje Z (U3)	0,4	1,1	0,75	±0,05
	U	3,8	4	3,9	±0,05

Tabla. 7.1: Desplazamientos del estado final de la probeta.

Hay que tener en cuenta que los desplazamientos han sido medidos con un Pie de Rey, el cual es un instrumento de medición con un error de medida de 0,05mm. En el caso del normalizado la longitud final de la probeta ha sido de 159,5mm.

	Longitud final	
	[mm]	[m]
1r Temple	158,5	0,1585
2o Temple	157,8	0,1578
Normalizado	159,5	0,1595

Tabla. 7.2: Longitud final (L) de la probeta.

7.2 SIMULACIÓN CON ABAQUS® DE LOS ENSAYOS EXPERIMENTALES

A continuación se exponen los resultados obtenidos al realizar la simulación de los modelos experimentales realizados anteriormente, tanto del ensayo del coeficiente de convección como los ensayos de los tratamientos térmicos de temple y normalizado.

7.2.1 Simulación del ensayo de convección

Mediante la simulación se ha podido ajustar el coeficiente de convección de la simulación al de los ensayos. Es de vital importancia ajustar bien el coeficiente de convección por tal de obtener la simulación con ABAQUS lo más cercana posible a los resultados obtenidos experimentalmente.

Para llevar a cabo la simulación del coeficiente de convección se ha diseñado la probeta con las mismas dimensiones utilizada en los ensayos. Se le ha introducido como condiciones de contorno simetría en los ejes X e Y (Fig. 7.13).

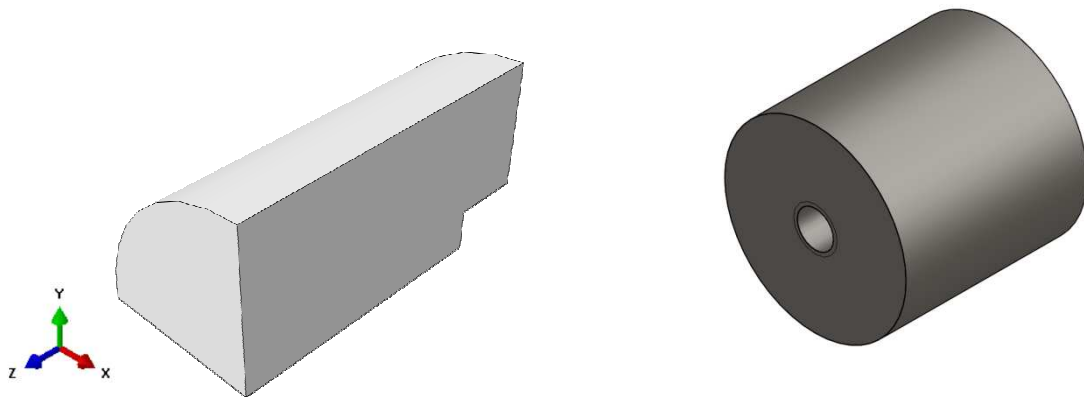


Fig. 7.13: Probeta en 3D modelo ABAQUS.

Como primer paso en la simulación se han tomado los coeficiente de convección extraídos de la literatura [10] por tal de comprobar si éstos se ajustan a los ensayos realizados.

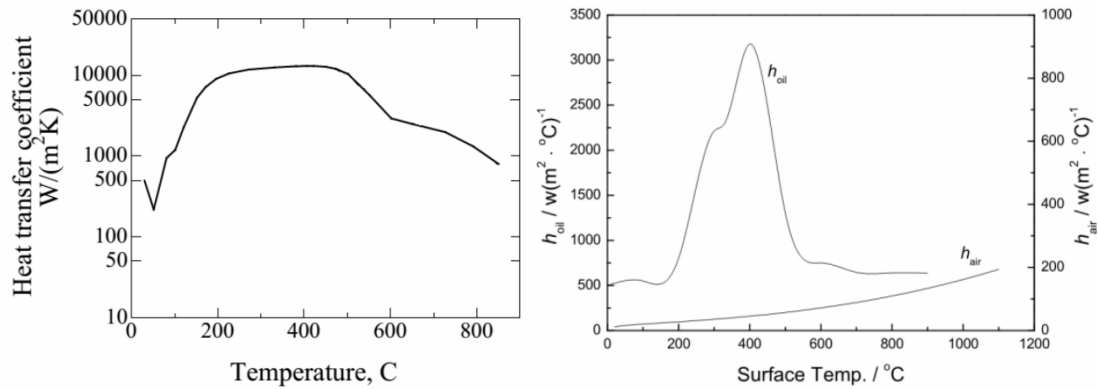


Fig. 7.14: Coeficiente de convección: Para agua a la izquierda; y para el aire a la derecha.

En la simulación se ha establecido el modelo en el *Step Manager* como transferencia de calor (*Heat transfer*) y se le ha dado un tiempo de 15 segundos, tiempo de sobra para realizar la simulación del temple. El incremento de tiempo utilizado para la simulación ha sido inferior al incremento experimental de los termopares, el cual era de 0.125, por tal de obtener mayor información en la simulación. La temperatura inicial de la probeta se ha establecido en 800 °C y la del agua en 21°C.

Una vez establecidas todas las condiciones necesarias para la simulación, se ha realizado el mallado de la probeta mediante el mallado de hexaedros de ABAQUS DC3D8 (*An 8-node linear heat transfer brick*).

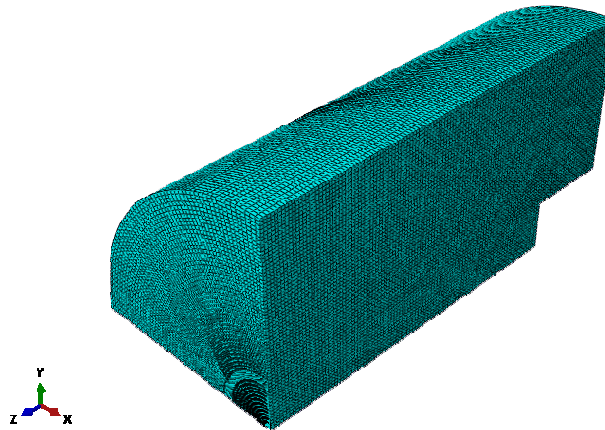


Fig. 7.15: Mallado de la probeta mediante hexaedros (mallado de ABAQUS DC3D8).

Para comparar los datos obtenidos en la simulación con los obtenidos en los ensayos se han seleccionado cuatro puntos en el modelo de la simulación (Fig. 7.16) situados en la misma ubicación donde se hallaban los termopares durante los ensayos.

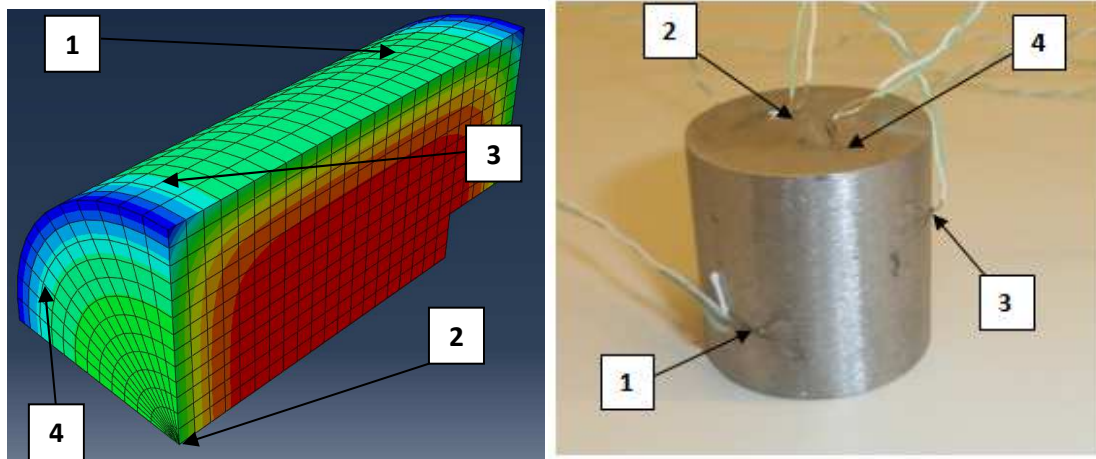


Fig. 7.16: Ubicación de los puntos o nodos en la simulación (izquierda). Ubicación de los termopares durante el ensayo (derecha).

Posteriormente se ha graficado la curva de enfriamiento que presenta cada punto de la probeta en función del tiempo y se ha comparado con las curvas de enfriamiento obtenidas en los ensayos con los termopares. El ensayo utilizado como referencia en los cálculos ha sido el del primer temple (Fig. 7.17) ya que es dónde el enfriamiento empieza igual para todos los termopares (800°C).

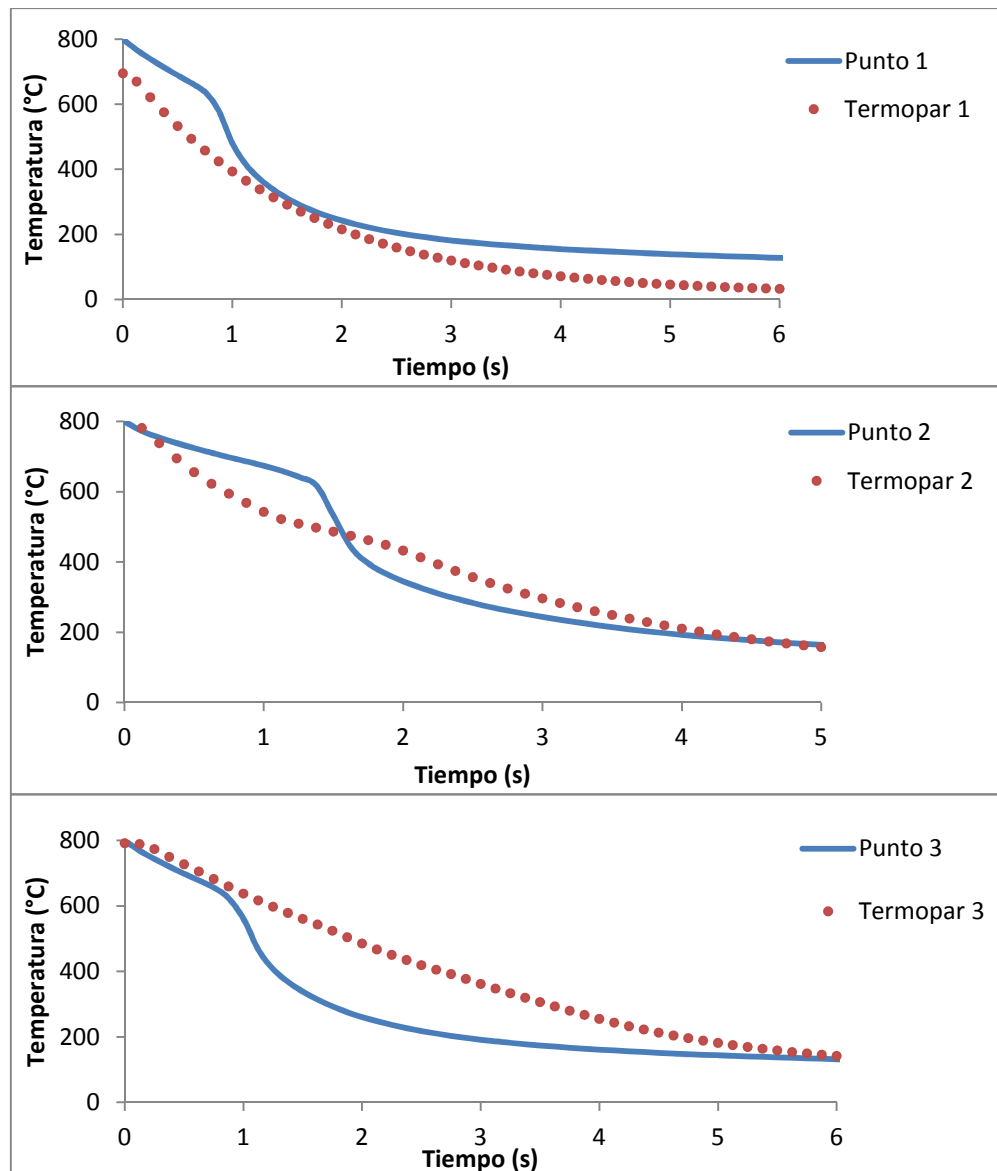


Fig. 7.17: Curva enfriamiento para cada punto y cada termopar.

Para el termopar numero 4 se ha utilizado el del tercer ensayo de temple, ya que en el primer ensayo no ha proporcionado datos fiables.

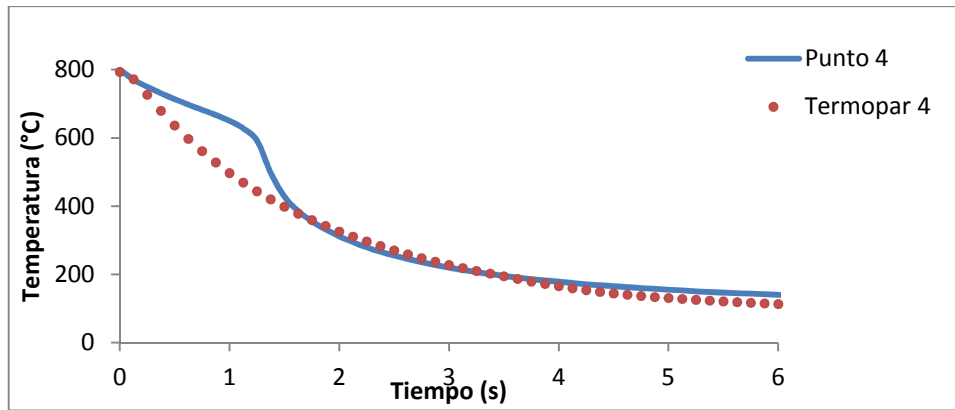


Fig. 7.18: Curva enfriamiento punto 4.

Se observa en todo momento que en la simulación la probeta se enfría antes que en la probeta ensayada. En cuanto a los resultados obtenidos en la simulación no se ajustan lo suficiente a los datos obtenidos por los termopares. A partir de los 3-5 segundos los resultados sí que parece que se ajustan lo suficiente, pero la parte importante que hay que ajustar son los primeros segundos del enfriamiento ya que es cuando tienen lugar las transformaciones de fase que realmente importan.

Con lo cual, los coeficientes extraídos de la literatura aplicados en la simulación, no se cumplen para éste caso.

7.2.1.1 Ajuste coeficiente de convección (h) del agua

Para realizar un ajuste del coeficiente de convección se ha utilizado la ley de enfriamiento de Newton [25][26]:

$$Q = h \cdot A \cdot (T_w - T_\infty) ; q = \frac{Q}{A} \quad (7.1)$$

Dónde:

- q : Flujo de calor por unidad de área. [$W/m \cdot K$]
- Q : Calor intercambiado a través del área A (W)
- h : coeficiente de convección [$W/m^2 \cdot K$]
- A : área [m^2]
- T_w : Temperatura probeta [$^{\circ}K$]
- T_∞ : Temperatura fluido (agua) [$^{\circ}K$]

De ésta primera ecuación se tienen como incógnitas Q y h . Conociendo del primer principio de la termodinámica que:

$$Q = m \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (7.2)$$

se obtiene que el coeficiente de convección h es igual a:

$$h = \frac{m \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t}}{A \cdot (T_w - T_\infty)} \quad (7.3)$$

donde $\frac{\partial T}{\partial t}$ es la velocidad de enfriamiento que experimenta la probeta.

El coeficiente de convección obtenido a partir de las temperaturas de los termopares es el siguiente:

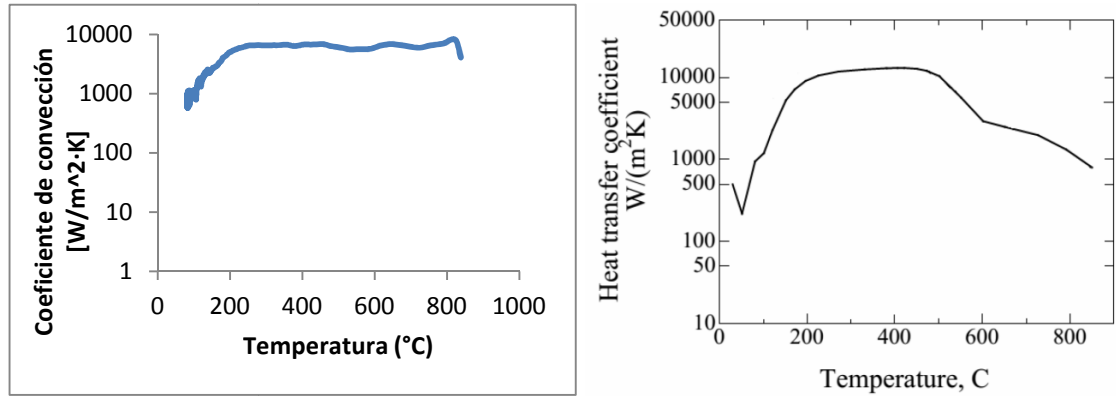


Fig. 7.19: Coeficiente de convección: Calculado (izquierda)]; obtenido de la literatura (derecha)[10].

Aplicando éstos coeficientes de convección a la simulación por ABAQUS se obtiene para cada punto (Fig. 7.20).

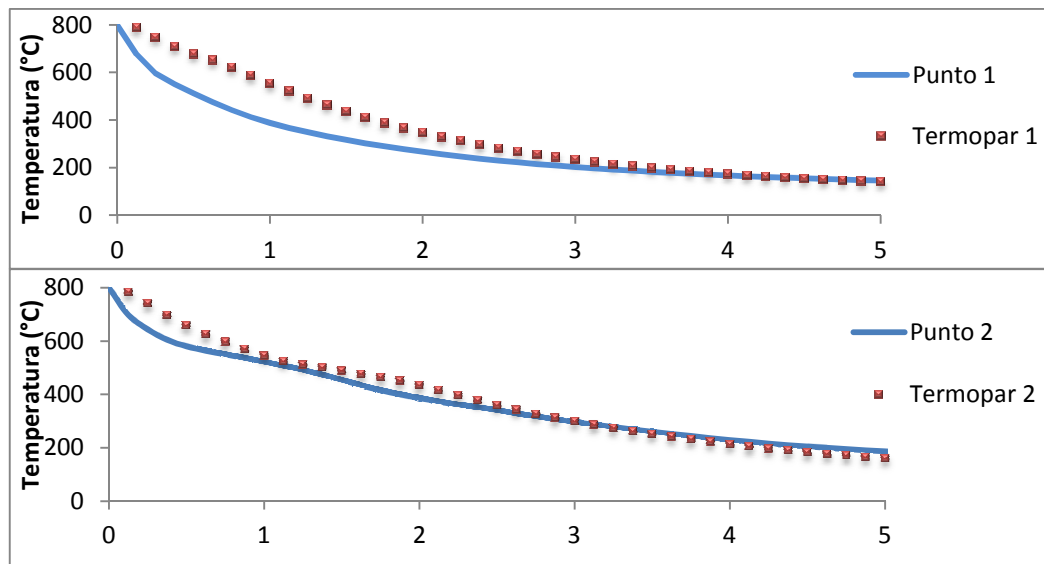


Fig. 7.20: Curvas de enfriamiento de la zona externa de la probeta (punto 1) y de la zona más cercana al núcleo de la probeta (punto 2) respecto a su termopar correspondiente.

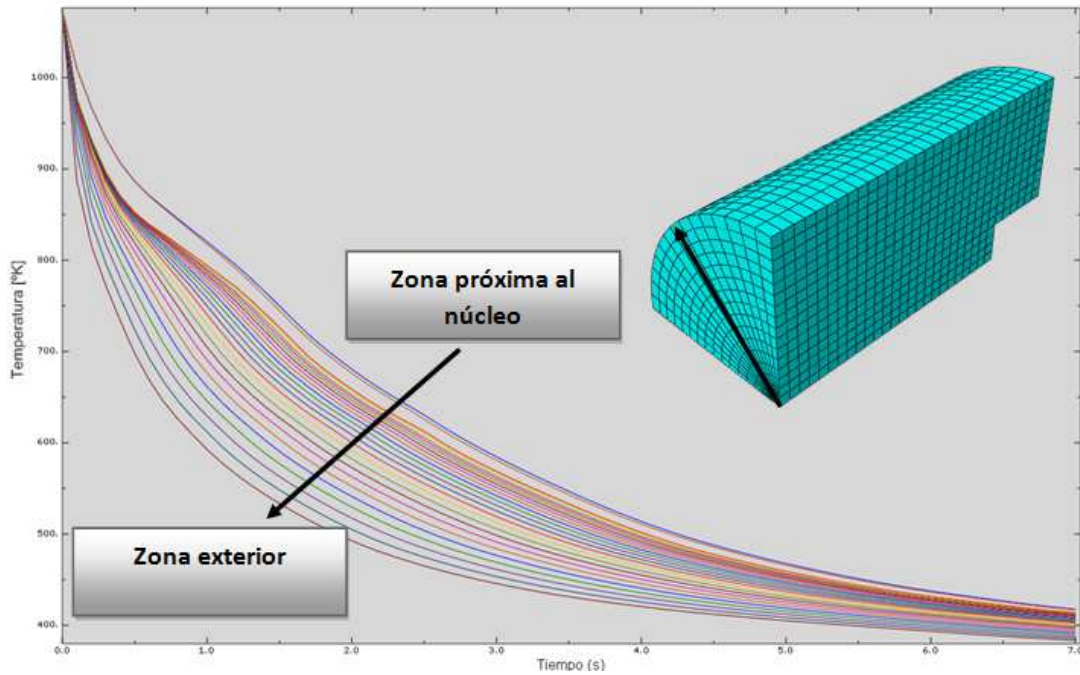


Fig. 7.21: Curvas de enfriamiento. Cuanto más cerca de la superficie más rápido se enfría, a mayor aproximación al núcleo más tiempo tarda en enfriarse.

El coeficiente de convección calculado se ajusta más que el obtenido de la literatura. Proporcionando una curva de enfriamiento más concorde con la obtenida en los ensayos.

7.2.1.2 Ajuste coeficiente de convección (h) del aire

Se ha aplicado el mismo procedimiento aplicado con él del agua para calcular el coeficiente de convección del aire.

Al aplicar la ecuación del coeficiente de convección (7.3) se obtienen los coeficientes de convección del aire.

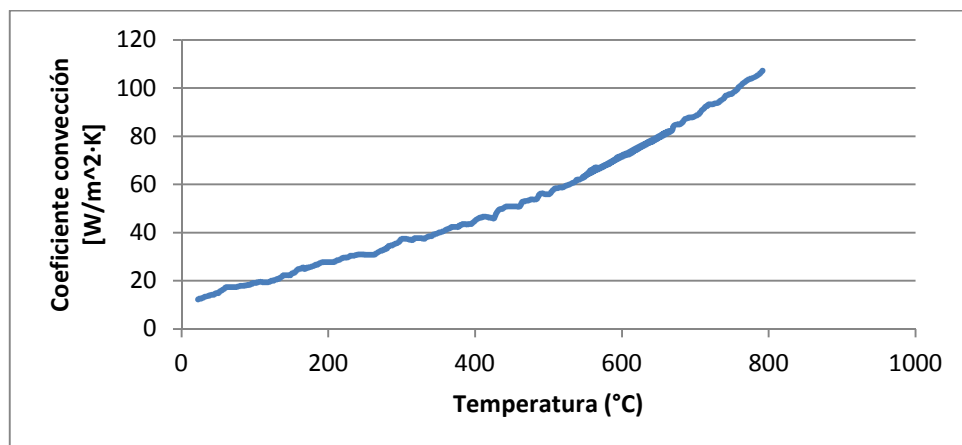


Fig. 7.22: Coeficiente convección calculado del aire en función de la temperatura.

Tal y como se puede apreciar en la Fig. 7.23 , la curva de enfriamiento obtenida de la simulación del normalizado se ajusta muy bien a la obtenida con los termopares durante el ensayo.

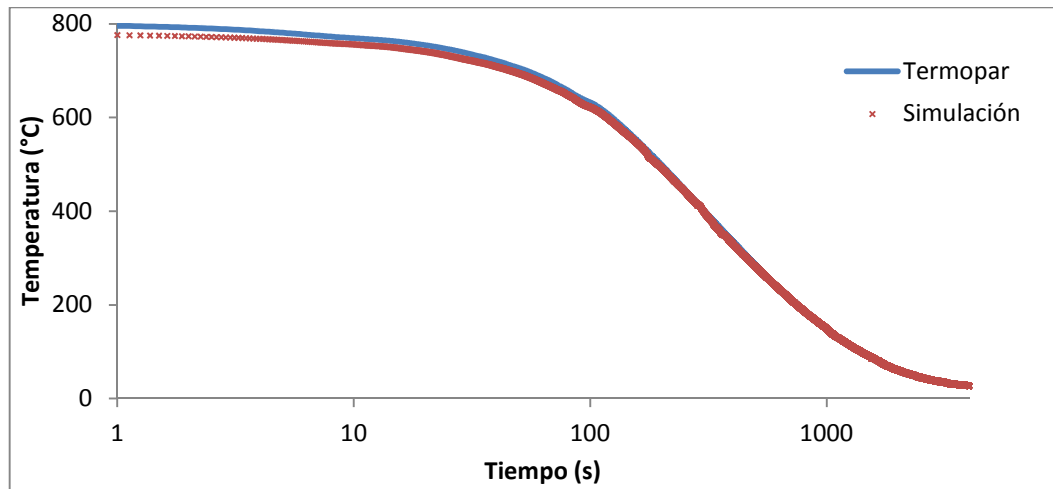


Fig. 7.23: Curva enfriamiento normalizado para el termopar y la simulación.

7.2.2 SIMULACIÓN DE LOS TRATAMIENTOS TÉRMICOS

Obtenidos los coeficientes de convección ya se tiene todo listo para realizar la simulación mediante ABAQUS® de la probeta de acero AISI 1055.

A continuación se presentan los resultados obtenidos de las simulaciones del temple y del normalizado. Se mostrarán los resultados de la distribución microestructural y de las distorsiones provocadas tanto por los cambios de temperatura como por las propias transformaciones de fase.

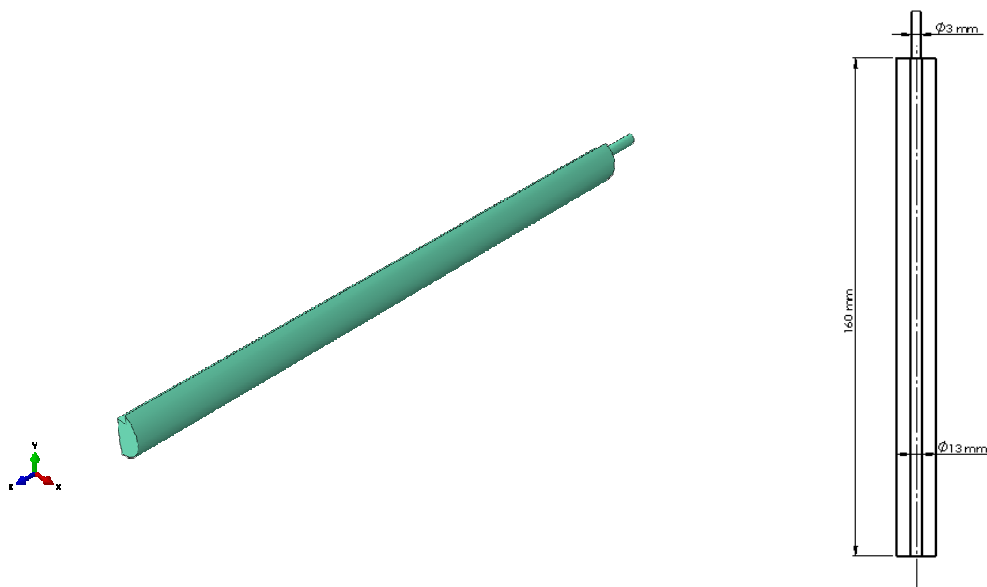


Fig. 7.24: Probeta simulada en ABAQUS (izquierda). Geometría utilizada en la simulación (derecha).

La parte superior de la probeta no se ha simulado ya que forma parte del anclaje de la pieza, con lo cual, aplicando como condición de contorno el anclaje en la parte superior de la probeta, la geometría de prisma cuadrangular no es necesaria.

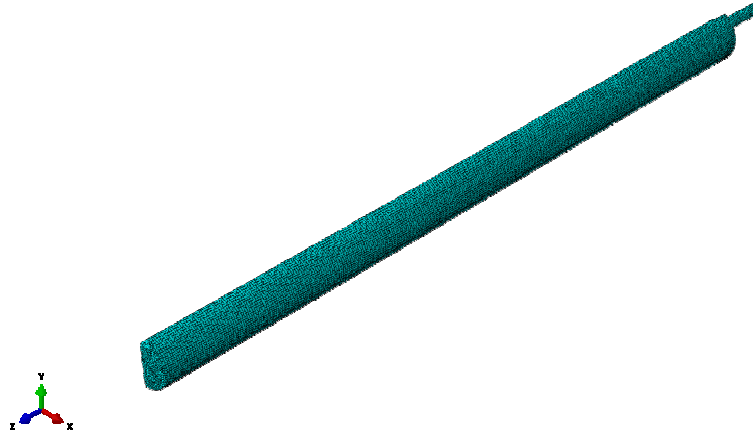


Fig. 7.25: Mallado de la probeta en ABAQUS. Mallado C3D8T (*"An 8-node thermally coupled brick, trilinear displacement and temperature"*).

Para los resultados se han tomado tres puntos de la probeta (Fig. 7.26) en los que se ha estudiado el enfriamiento y el crecimiento de las fases. La ubicación de los puntos ha sido pensada en función de las zonas más representativas de la pieza.

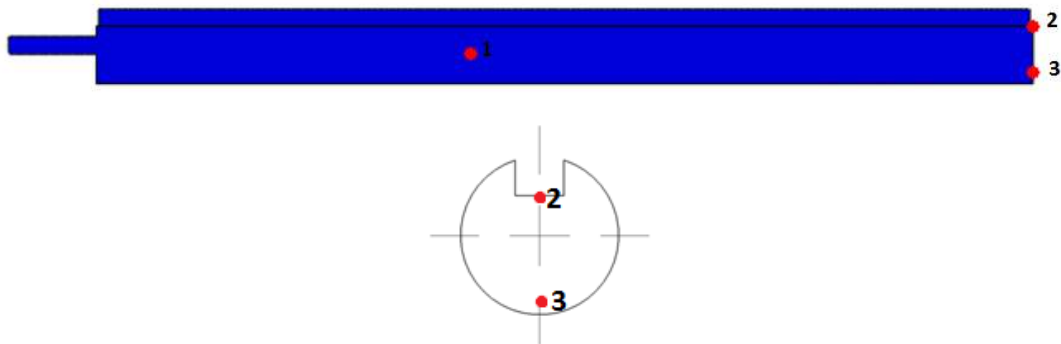


Fig. 7.26: Puntos de la probeta en los que se ha estudiado la evolución microestructural.

7.2.2.1 Evolución de la microestructura. Distribución de fases.

- **Temple**

El temple, a diferencia del normalizado, presenta unas velocidades de enfriamiento más elevadas puesto que el coeficiente de transferencia de calor del agua es mayor que al del aire. La curva de enfriamiento obtenida para los tres puntos (Fig. 7.27) muestra claramente como la zona del chavetero es la primera zona en enfriarse (Punto 2), seguido de la parte exterior (Punto 3) y finalmente de la zona próxima al núcleo de la pieza (Punto 1).

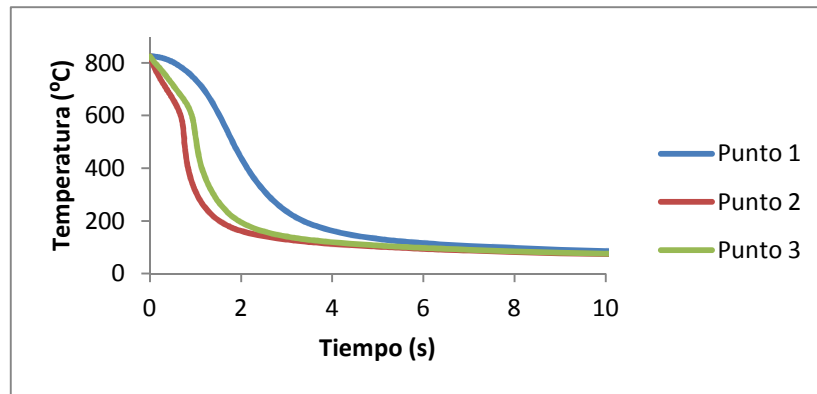


Fig. 7.27: Curva de enfriamiento de los 3 puntos.

En la Fig. 7.28 se muestra las distintas velocidades de enfriamiento que experimenta cada punto de la probeta (Fig. 7.26) en el diagrama CCT, calculado a partir del diagrama TTT del material AISI 1055. Se puede apreciar que el enfriamiento es tan rápido que no llega a cruzar la zona ferrítico-perlítica. La velocidad de enfriamiento es mayor a la velocidad crítica, que es la velocidad mínima necesaria para obtener una microestructura completamente martensítica.

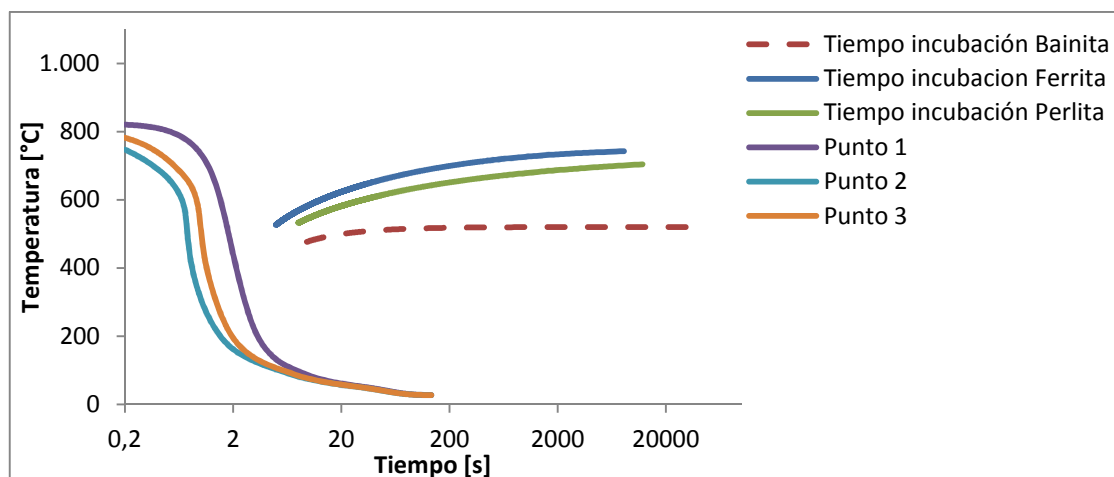


Fig. 7.28: Curvas de enfriamiento correspondientes al temple en agua de los puntos de la probeta. Se muestran superpuestas a la CCT experimental del material.

Es de suponer pues, que la microestructura resultante del temple sea íntegramente martensítica ya que las curvas de enfriamiento para cada punto no cruzan con ninguna de las curvas de inicio de transformación de fase (ferrita, perlita y bainita) del diagrama CCT. Si se genera la CCT del material para velocidades de enfriamiento muy elevadas (alrededor de $200\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) se observa (Fig. 7.29) que cuando la curva de enfriamiento del punto 1 cruza la curva para el inicio de la transformación ferrítica, la intersección está por debajo del inicio de la transformación martensítica (M_s). Por eso la transformación martensítica tiene lugar antes que la transformación ferrítica. Si la velocidad de enfriamiento del punto 1 fuera más baja, la transformación ferrítica daría lugar antes que la martensítica. En ese caso, en el núcleo de la probeta (punto 1) aparecería un porcentaje de ferrita.

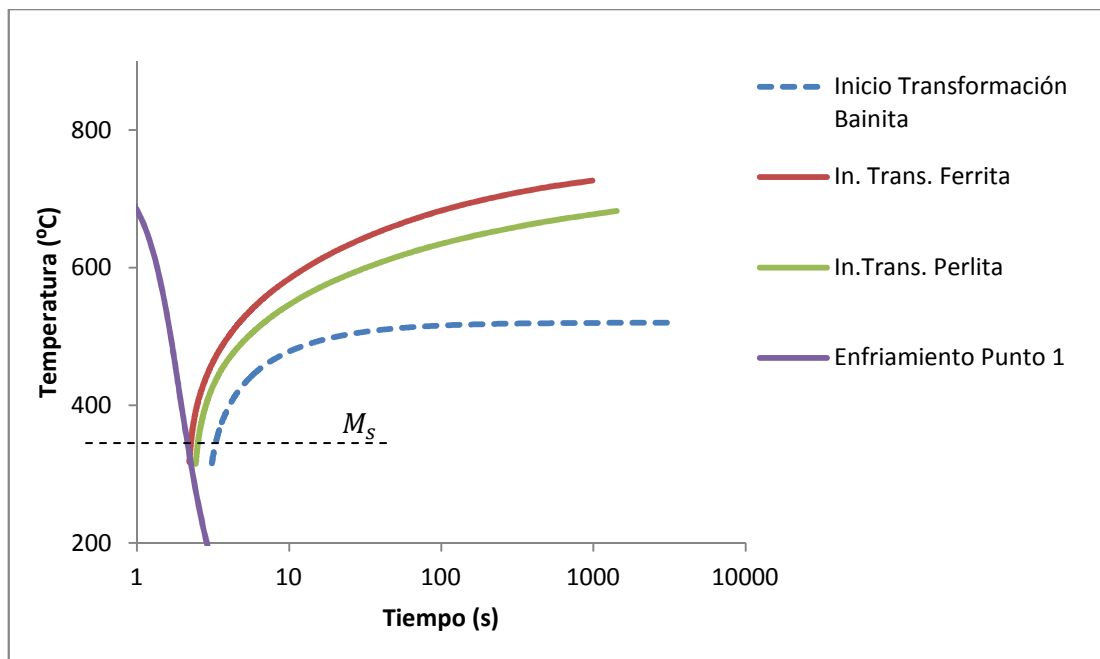


Fig. 7.29: Intersección de la curva de enfriamiento del punto 1 con el diagrama CCT.

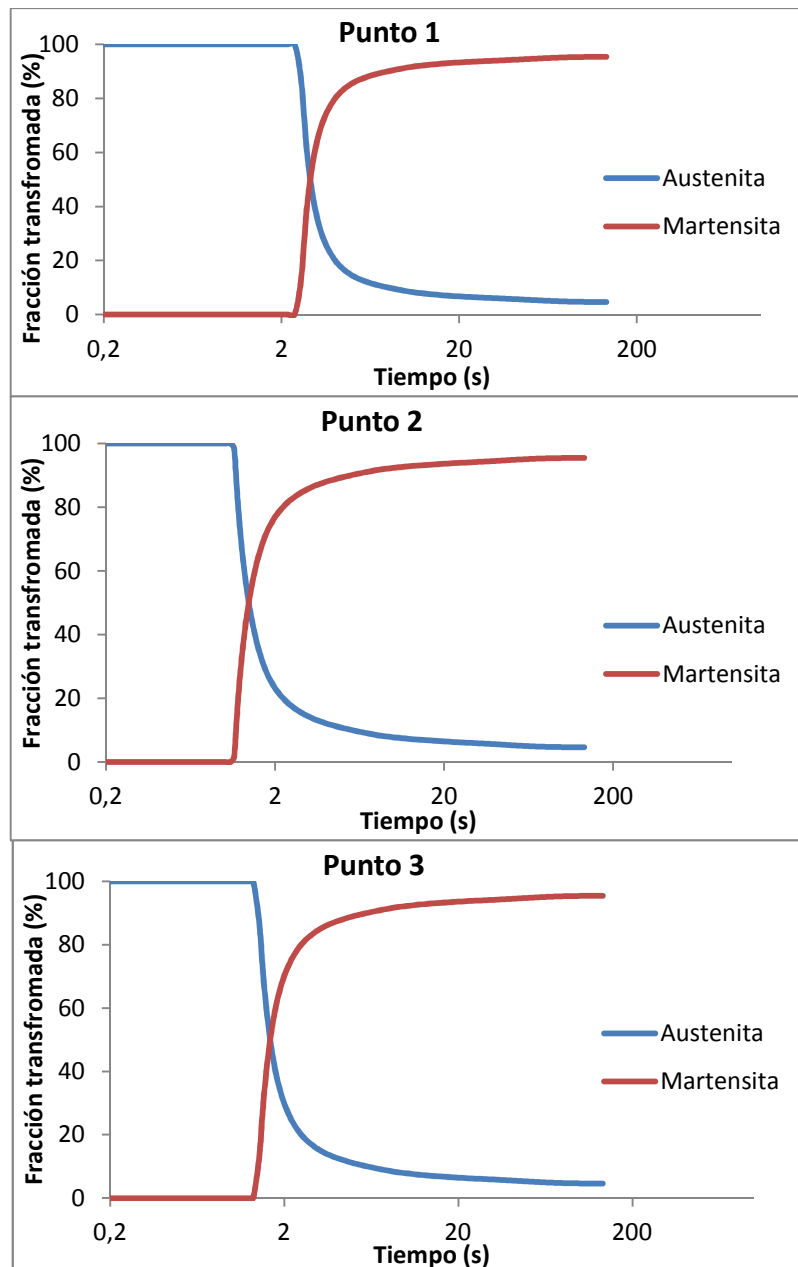


Fig. 7.30: Evolución de la microestructura de cada punto de la probeta (Fig. 7.26) para el Temple en agua.

Tal y como se había previsto, la microestructura es principalmente martensita (95,4%) con un porcentaje máximo de 4,6% de austenita retenida (Fig. 7.31). Los puntos 2 y 3 son los primeros en transformar a martensita ya que son los primeros en enfriarse. De estos dos puntos, el punto 2 transforma antes a martensita que el punto 3 ya que su velocidad de enfriamiento es mayor (Fig. 7.28).

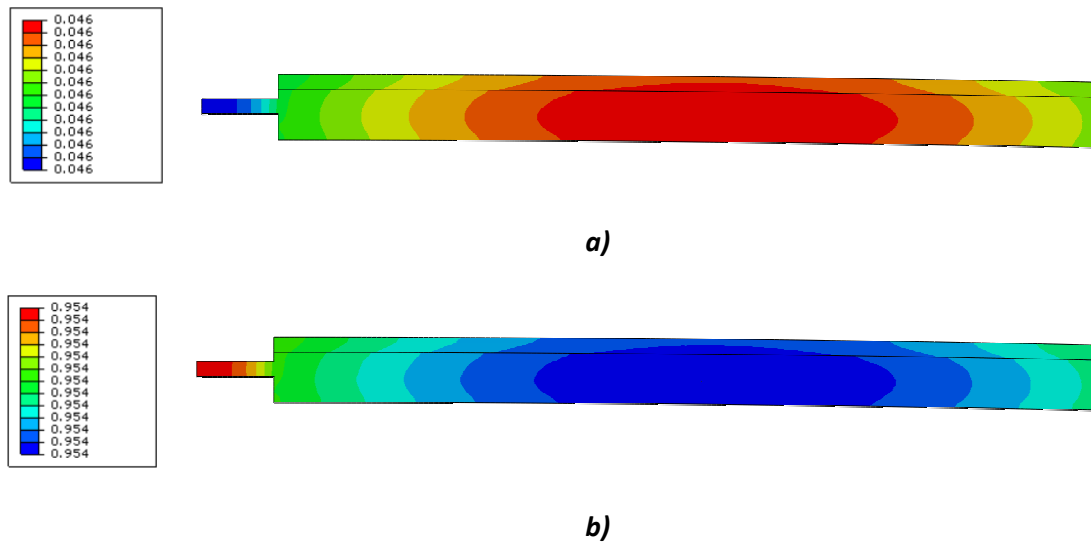


Fig. 7.31: Distribución de la microestructura a lo largo de la probeta para el temple en agua para $t=120$ segundos. Siendo la microestructura a) Austenita Retenida y b) Martensita.

Aunque haya variaciones en la distribución de fases tal y como se ve en los colores de las imágenes en la escala no aparecen porque éstas son inferiores al 0,1%.

- **Normalizado. Enfriamiento al aire**

En el normalizado cada una de las curvas de enfriamiento de cada punto de la probeta atraviesa las regiones ferrítica y perlítica (Fig. 7.32), pudiendo encontrar también zonas con presencia de bainita.

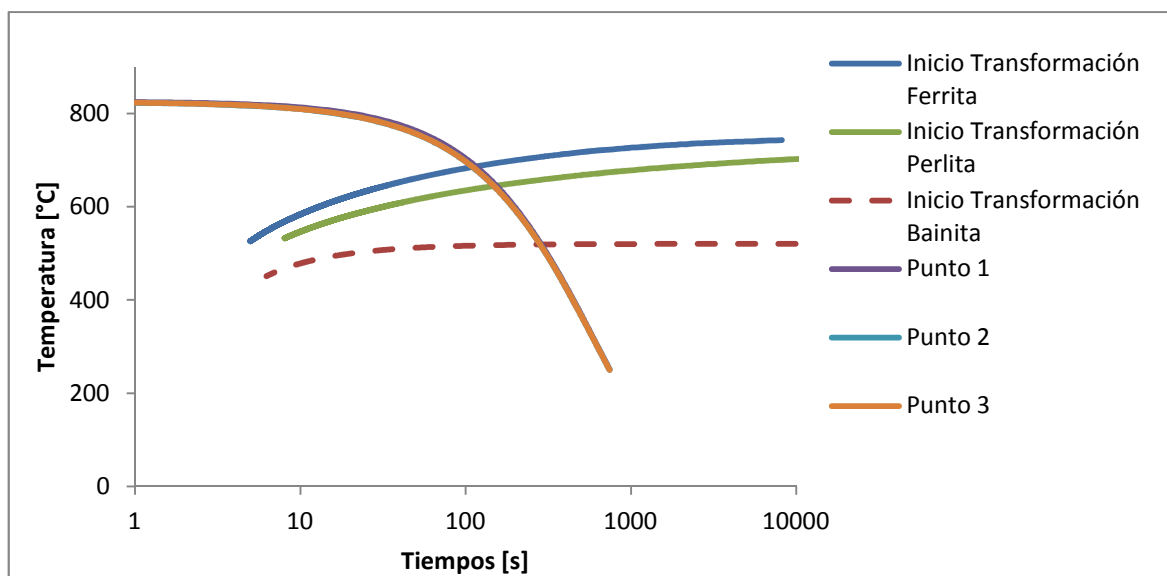


Fig. 7.32 Curvas de enfriamiento para cada punto de la probeta en el diagrama CCT del material.

Por lo tanto, es de suponer que habrá una mayor heterogeneidad microestructural en comparación al temple. Las fases finales predominantes son Ferrita (43.4%) y perlita (56,6%). En el caso de la bainita no aparece en ninguno de los puntos analizados, presentando unos porcentajes de transformación del orden de 0,002. Aunque en las graficas no se aprecie del todo, en la simulación los puntos 2 y 3 transforman antes a ferrita que el punto 1. El inicio de la transformación ferrítica para los puntos 2 y 3 tiene lugar a los 108.5 segundos mientras que para el punto 1 tiene lugar transcurridos 114.5 segundos. Lo mismo sucede para la transformación perlítica. Iniciándose para un tiempo de 146,5 segundos en los puntos 2 y 3, y para 152,5 segundos para el punto 1.

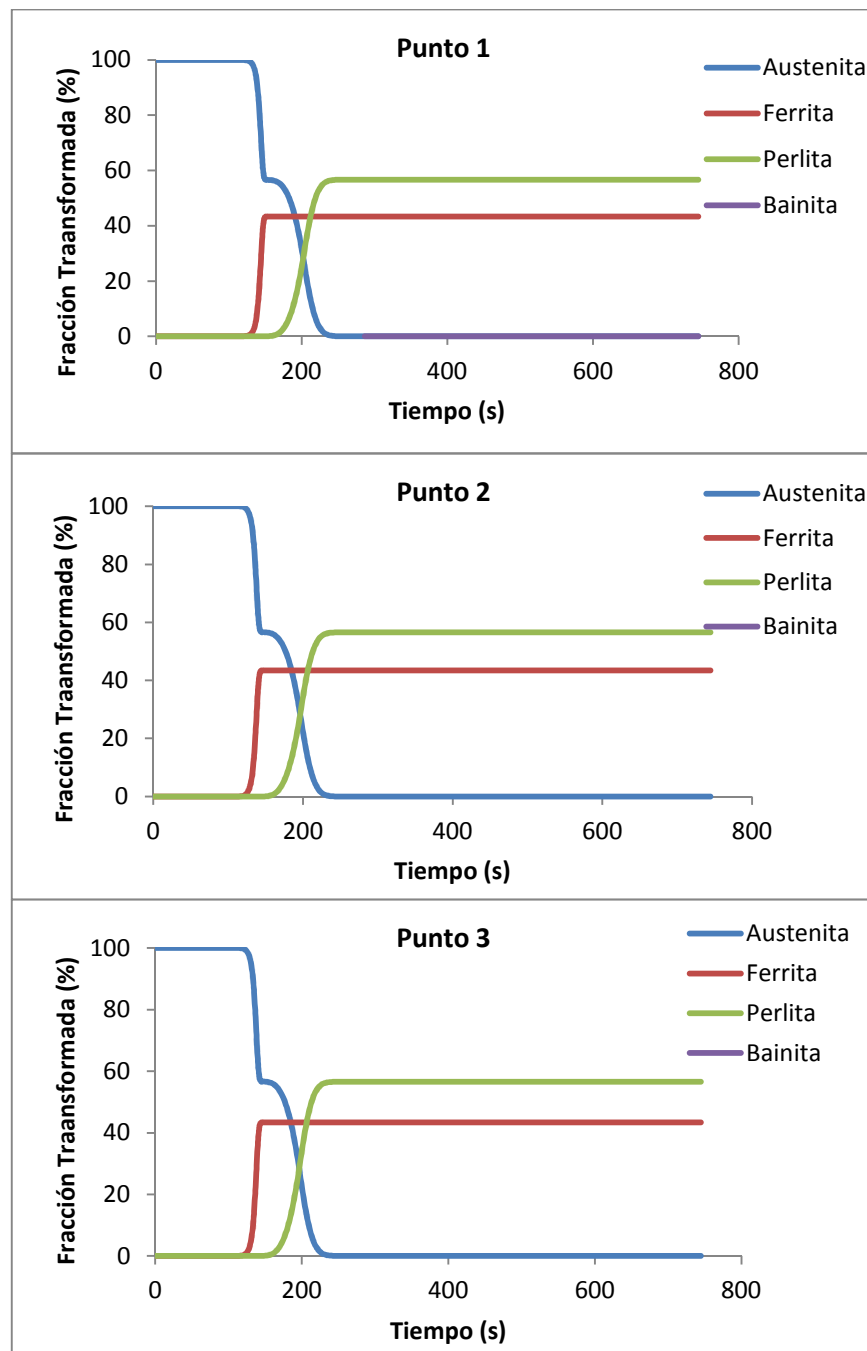


Fig. 7.33: Evolución de la microestructura de cada punto de la probeta (Fig. 7.26) para el normalizado.

7.2.2.2 Distorsiones

Como se ha mencionado anteriormente, los procesos térmicos producen distorsiones difícil de controlar y de prever en las piezas. Gracias a la geometría de la probeta se observa en todo momento la distorsión que se produce en ésta durante el temple.

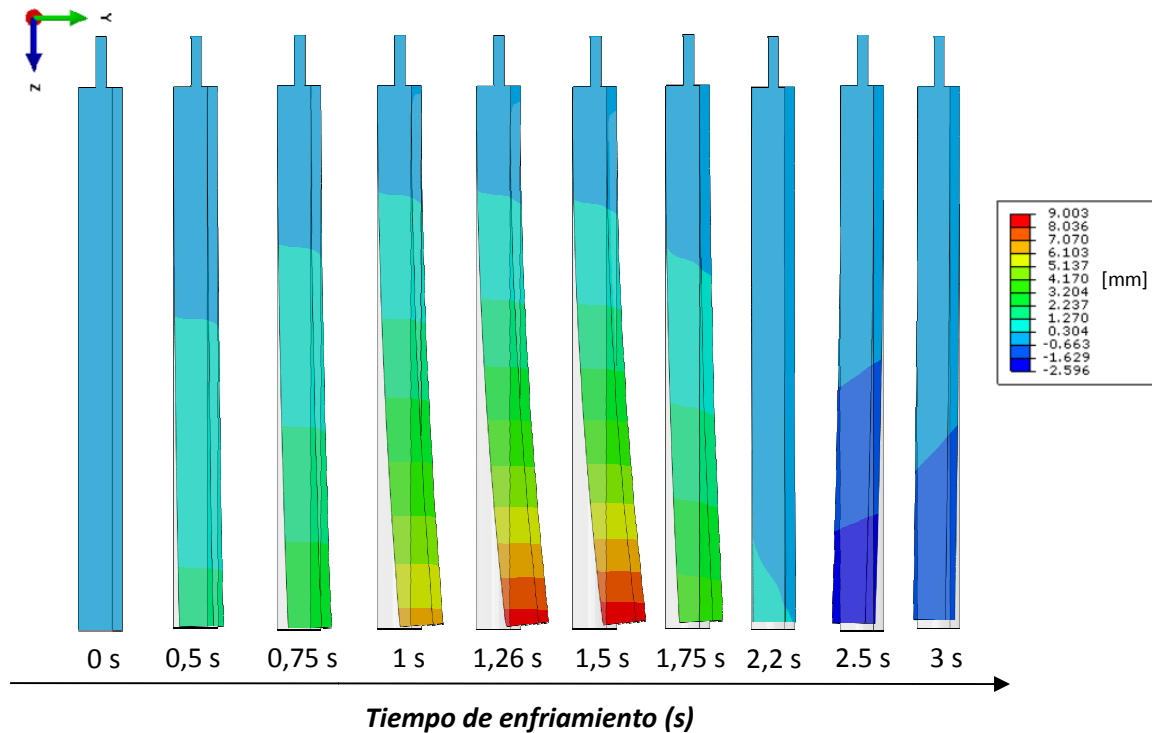


Fig. 7.34: Distorsión respecto al estado inicial (imagen superpuesta) en la dirección del eje Y durante el temple por agua.

Como se observa en la imagen la probeta empieza a distorsionar debido al rápido enfriamiento de la parte del chavetero, llegando a un desplazamiento máximo en el eje Y de 0.009 m (9 mm) entre los 1.26-1.5 segundos. Una vez enfriada ya las demás zonas de la probeta la distorsión disminuye, aunque el estado final queda distorsionado frente al estado inicial. Si se observan las tensiones residuales máximas que se generan durante el temple (Fig. 7.35 a) se entiende mejor el porqué distorsiona antes la zona del chavetero.

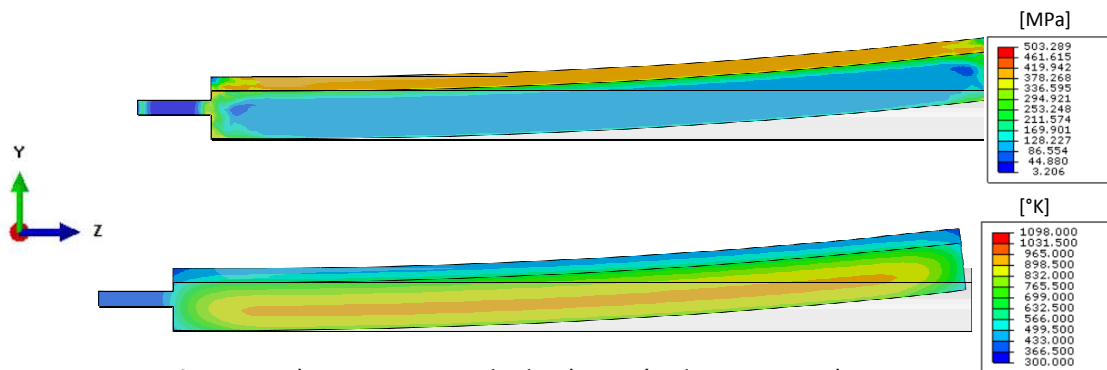


Fig. 7.35: a) Tensiones residuales (Tensión de Von Mises) en t=1,5s. b) Temperaturas en t=1,5s.

Cuando han transcurrido 1.5 segundos en el temple, se obtienen las tensiones residuales más altas (alrededor de 500 MPa). Se observa en la imagen de la distribución de temperaturas durante el temple, para el mismo instante de tiempo de 1.5 segundos (Fig. 7.35 b), que la zona del chavetero está a una temperatura de alrededor de 433-500 °K, mientras que la zona contraria al chavetero se halla a unos 700°K. Por lo tanto, la distorsión inicial en $t=1.5$ segundos es fruto de la contracción térmica que experimenta inicialmente el lado del chavetero. La distorsión posterior a 1.5 segundos es el resultado de la temprana expansión volumétrica de la martensita en dicha zona (Punto 2 Fig. 7.30). Como se ha comentado anteriormente la estructura cristalina de la martensita (BCT) es la que presenta mayor diferencia respecto a la austenita (FCC). La distorsión final de la pieza puede deberse a la deformación plástica acumulada desde el primer segundo del enfriamiento en la zona del chavetero.

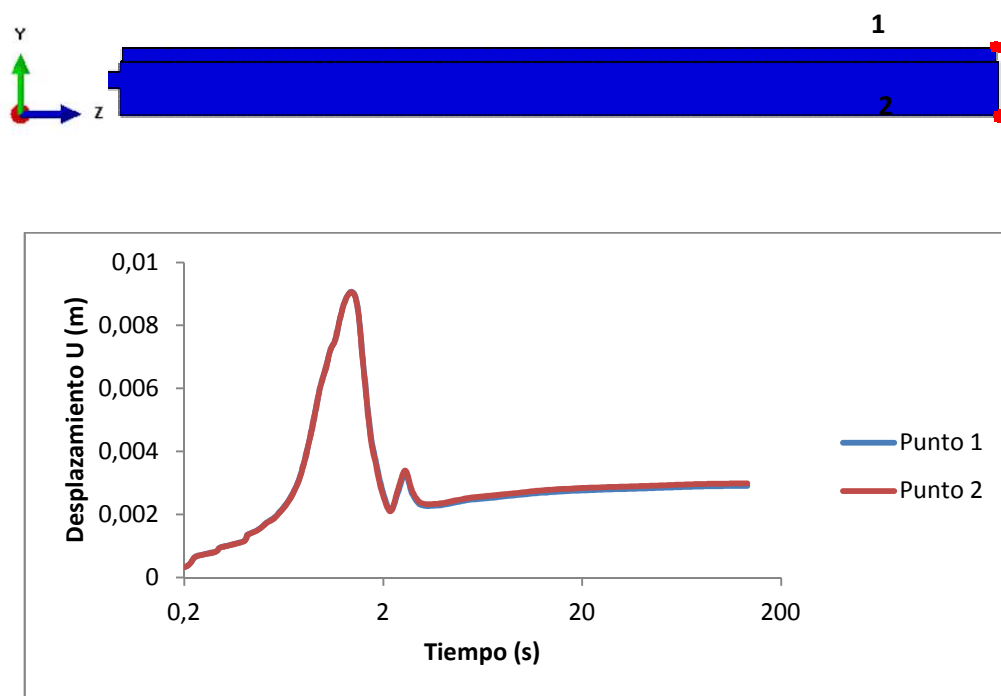


Fig. 7.36: Desplazamiento de los puntos de la probeta durante el temple por inmersión.

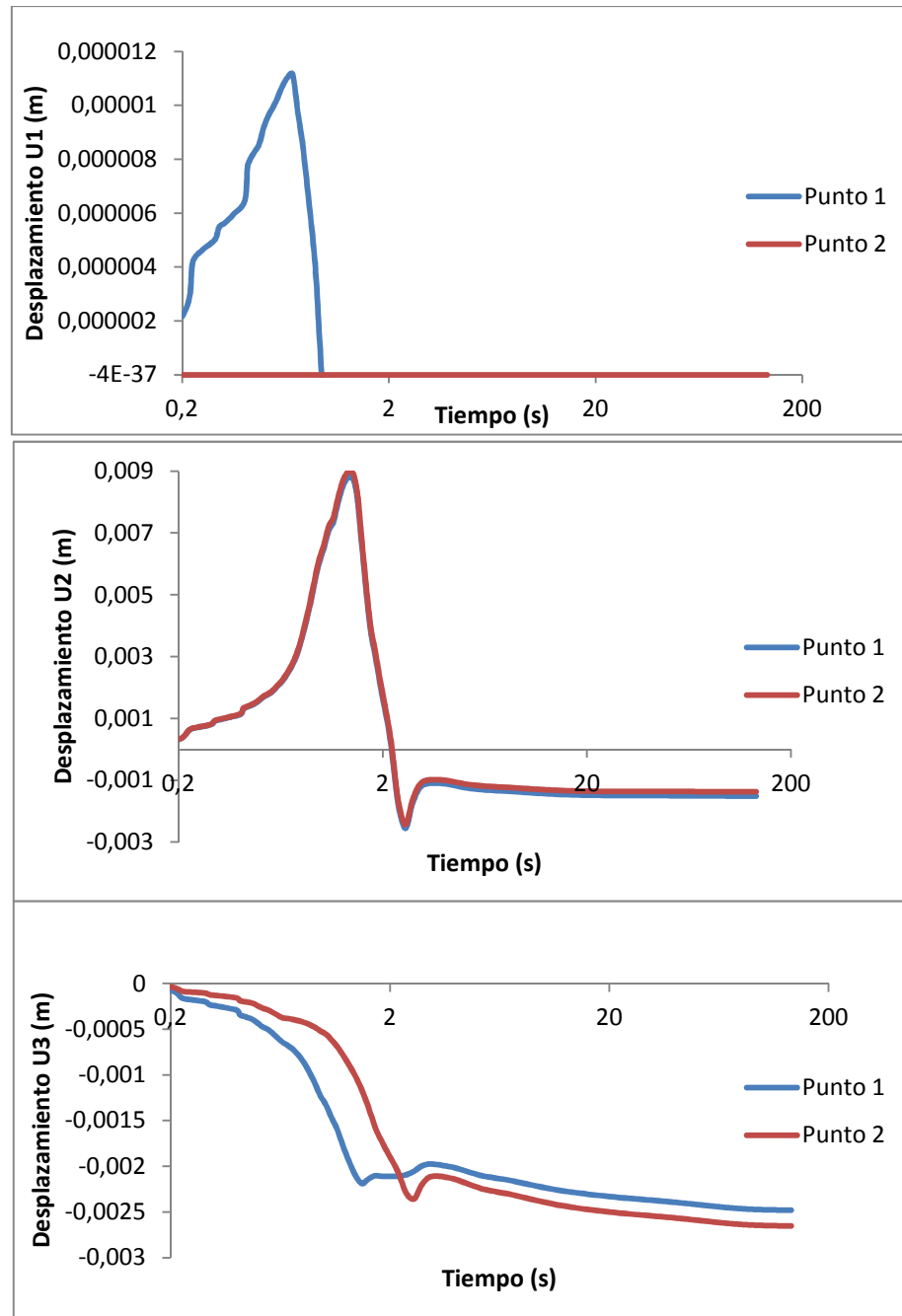


Fig. 7.37: Desplazamientos en los ejes Y e Z respectivamente de los puntos 1 y 2 de la probeta en función del tiempo.

Tal y como se aprecia en las gráficas anteriores (Fig. 7.36 y Fig. 7.37) los desplazamientos máximos se obtienen en los primeros segundos del proceso de temple. El pico que aparece en los desplazamientos está relacionado con los cambios de la microestructura de la probeta, se puede apreciar que cuando más se acentúa es cuando tiene lugar la transformación martensítica. Ello se explica debido a los diferentes coeficientes de expansión que tiene cada una de las fases presentes, austenita y martensita en este caso.

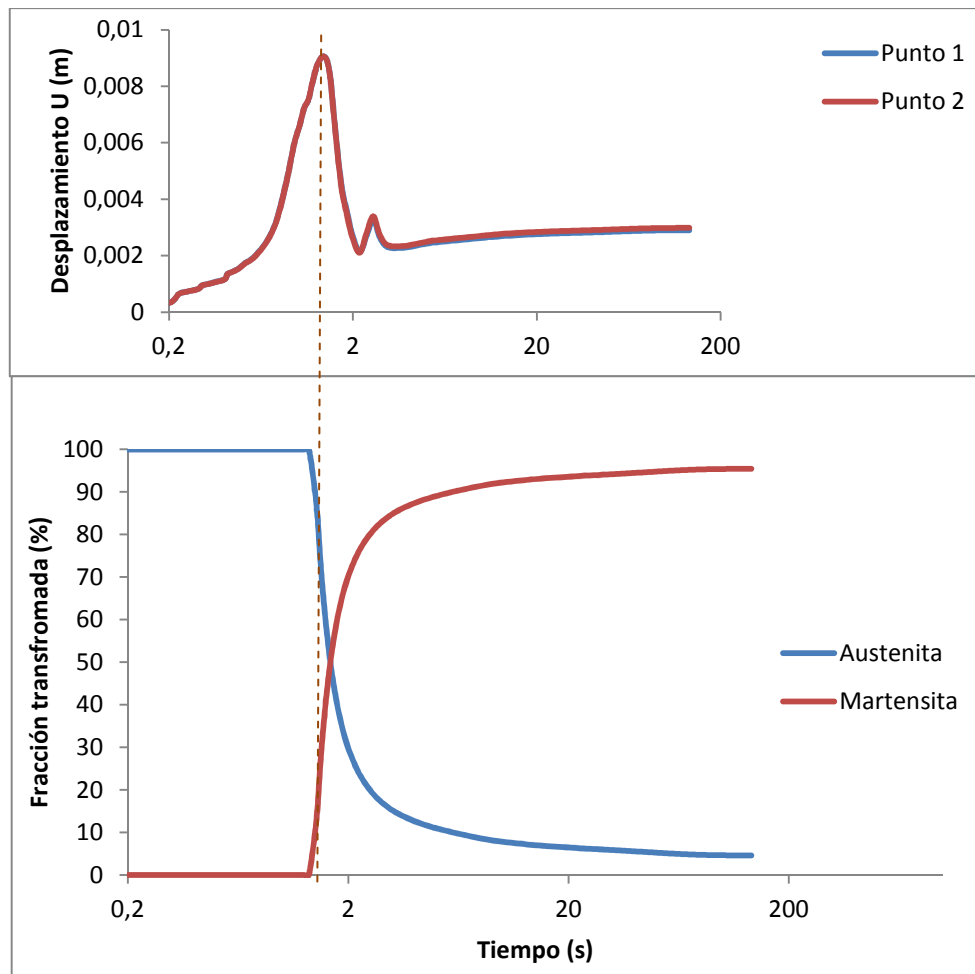


Fig. 7.38: Desplazamiento de los puntos 1 y 2 de la probeta en función del tiempo (imagen superior).
Evolución de la microestructura de la probeta durante el temple .

Para el proceso térmico de normalizado las distorsiones que se obtienen son inferiores en comparación con las generadas por el temple (Fig. 7.39).

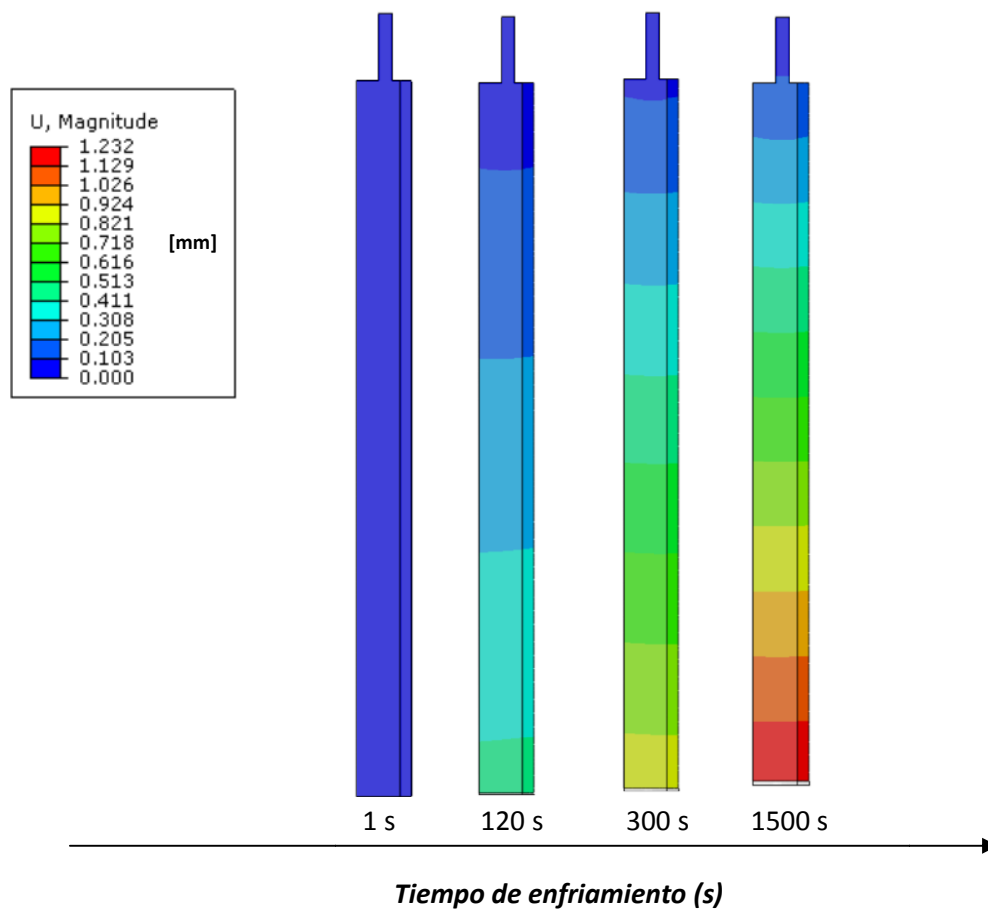


Fig. 7.39: Distorsión respecto al estado inicial (imagen superpuesta) durante el Normalizado.

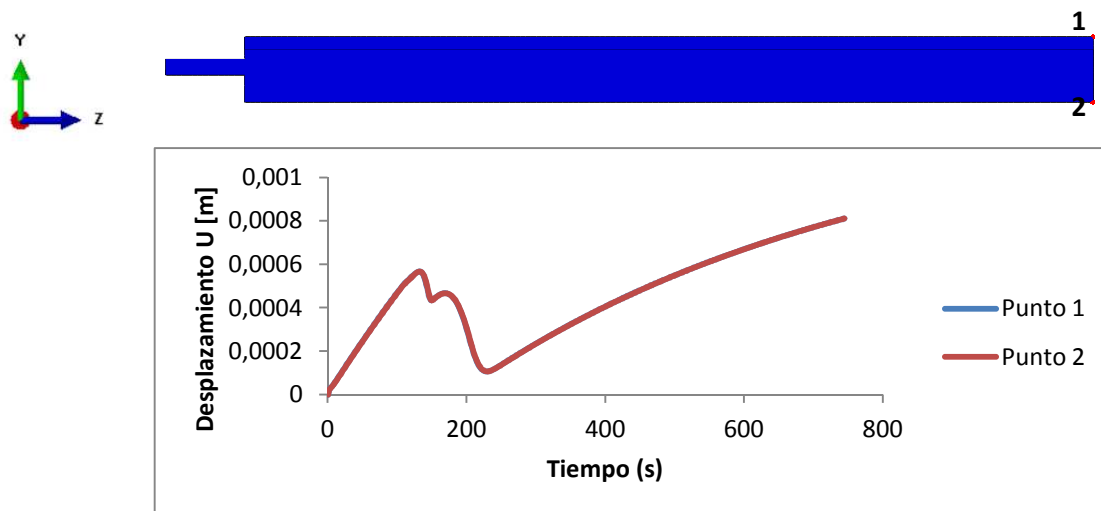


Fig. 7.40: Distorsión que experimentan los puntos 1 y 2 durante el normalizado.

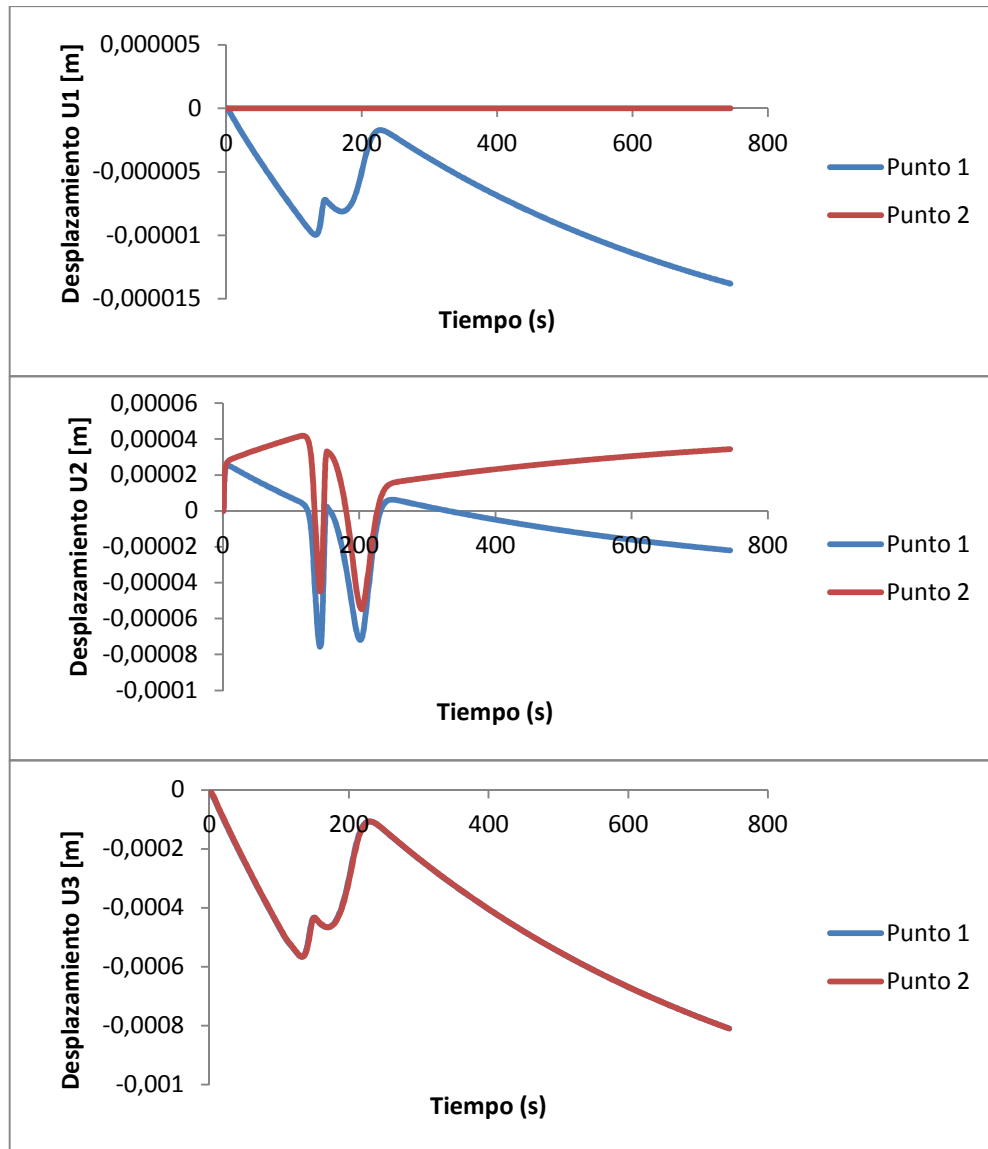


Fig. 7.41: Distorsión de los puntos 1 y 2 durante el normalizado en los ejes X (U1), Y (U2) y Z (U3).

Se observa que las distorsiones en el normalizado son muy inferiores a las generadas por el temple. La distorsión máxima (0.0008 m) se da en el eje Z (U3). En este caso las variaciones en el desplazamiento también coinciden con las transformaciones de fase (Fig. 7.42).

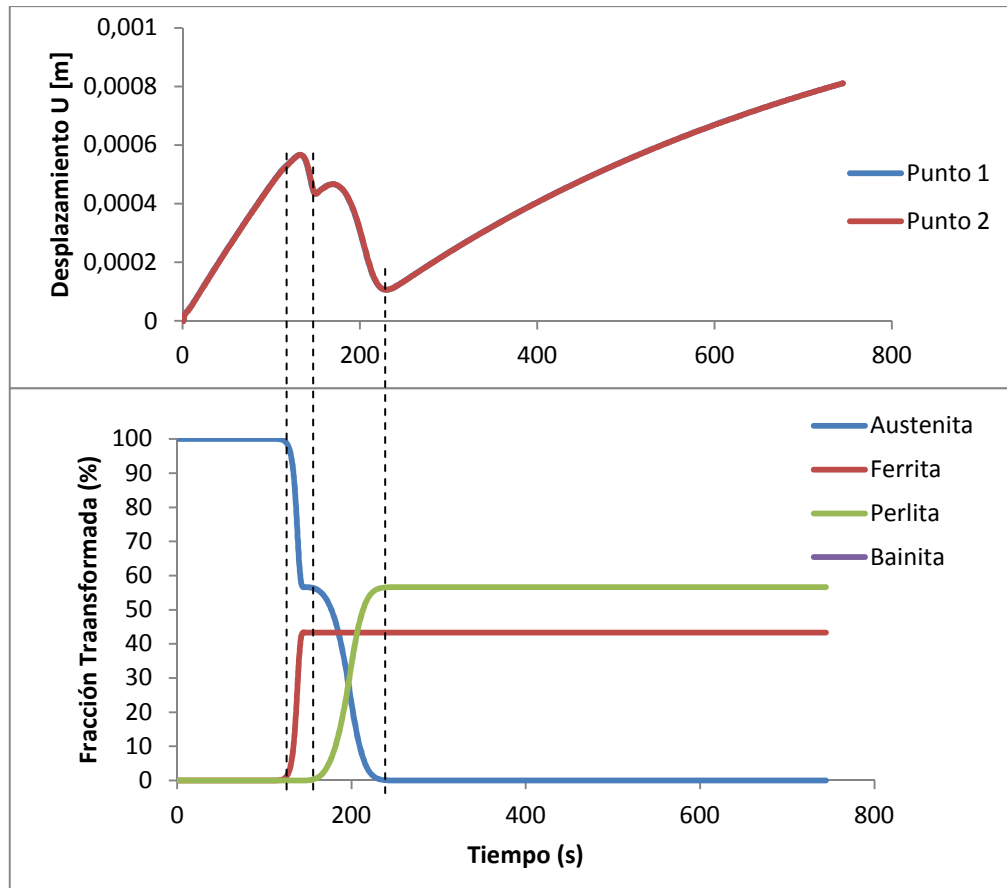


Fig. 7.42: Desplazamiento de los puntos 1 y 2 de la probeta en función del tiempo (imagen superior). Evolución de la microestructura de la probeta durante el normalizado.

8. VALIDACIÓN Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

Los datos obtenidos tanto experimentalmente como con la simulación permiten ver las diferencias entre la parte experimental y la simulación, y a su vez permite saber si la simulación se ajusta lo suficiente a los datos experimentales, con los beneficios que ello conllevaría, tanto para poder optimizar los procesos y/o los diseños de las piezas.

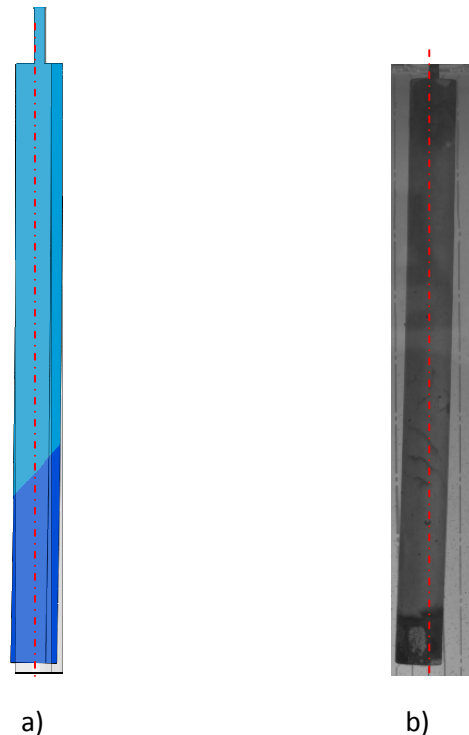


Fig. 8.1: Estado final de la probeta durante el temple para a) simulación y b) experimental.

Durante la experimentación de los tratamientos térmicos las distorsiones iniciales (Fig.7.9 y Fig. 7.10) no se han apreciado tanto como en la simulación debido a que durante los ensayos las condiciones eran distintas a las simuladas, ya que la probeta penetra en el agua ya con fuerza y la inmersión no se realiza al instante para todas las zonas de la probeta.

Durante los ensayos el tiempo transcurrido al extraer las probetas del horno hasta la inmersión de la misma ha podido condicionar los resultados finales. El contacto entre el sistema de guiado, empleado para que la probeta siguiera una trayectoria recta al introducirse en el agua, y la probeta ha podido condicionar el enfriamiento de ésta. Disipándose parte del calor por conducción de las paredes del sistema guiado durante los escasos segundos de contacto entre ambas superficies.

Todo y así, la dirección de la distorsión final de la probeta en los ensayos y la simulación es la misma, quedando finalmente la probeta distorsionada hacia el lado contrario del chavetero respecto a su eje de simetría.

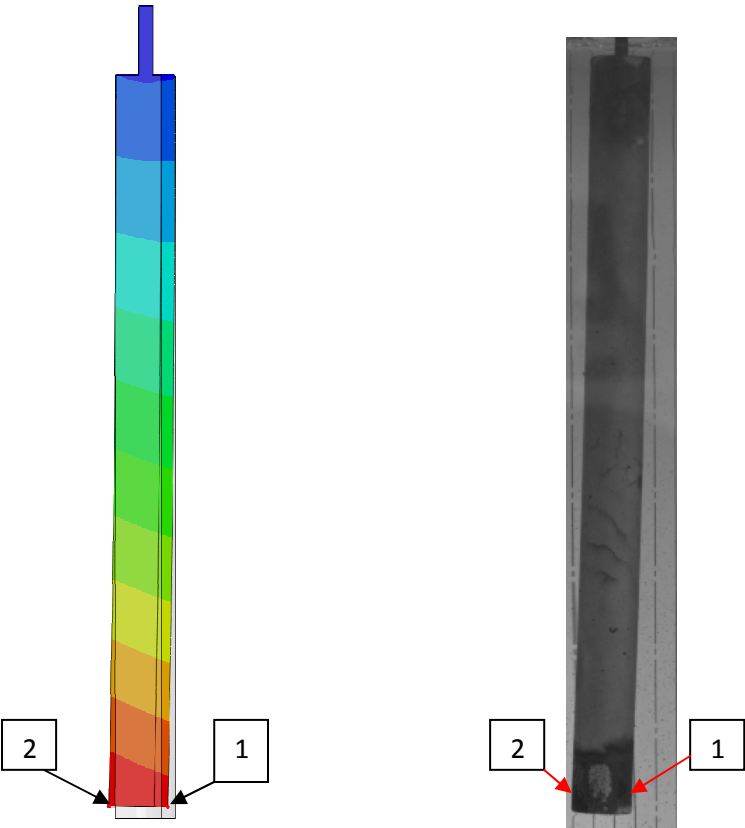


Fig. 8.2: Puntos seleccionados para analizar las distorsiones en la simulación (izquierda) y en la experimentación (derecha).

DESPLAZAMIENTO [m]		TEMPLE		NORMALIZADO	
		EXPERIMENTAL	SIMULACIÓN	EXPERIMENTAL	SIMULACIÓN
Punto 1	Eje X (U1)	0,0037	0,00002	-	0,000015
	Eje Y (U2)	0,001525	0,001515	-	0,000025
	Eje Z (U3)	0,0008	0,00155	0,001	0,0012
	U	0,00405	0,0029	0,001	0,000810735
Punto 2	Eje X (U1)	0,003125	2,75E-39	-	1,47E-39
	Eje Y (U2)	0,0022	0,00137394	-	3,44056E-05
	Eje Z (U3)	0,00075	0,00265099	0,001	0,00080964
	U	0,0039	0,0029859	0,001	0,00081037
Longitud final de la probeta		0,1578	0,15779	0,159	0,15918963

Tabla 8.1: Distorsiones producidas en el temple y normalizado.

En el normalizado, tanto en la simulación como en la experimentación, las distorsiones son inferiores en comparación a las generadas en el temple. La aparición de pequeñas distorsiones pueden ser fruto a la relajación de las tensiones residuales que se han podido generar durante el mecanizado de las probetas. La microestructura obtenida en el normalizado presenta distintas fases, siendo éstas, perlita, ferrita y bainita en aquellas zonas dónde la velocidad de enfriamiento ha sido mayor.

Las distorsiones calculadas, tanto en la experimentación como la simulación (Tabla 8.1) muestran un buen ajuste. Hay que tener en cuenta que para los valores experimentales se ha tomado la media de los dos ensayos de temple realizados (Tabla 7.1), y que el instrumento utilizado para medir las distorsiones, el Pie de Rey, tiene un error de medida de ± 0.05 mm. Si se realiza el cálculo del porcentaje de error de aproximación entre la simulación y la parte experimental, se obtiene un porcentaje de error del 25.9%.

A continuación, se ha realizado la simulación del temple sin tener en cuenta las transformaciones de fase, para corroborar la importancia que tienen éstas en los procesos térmicos o termo-mecánicos.

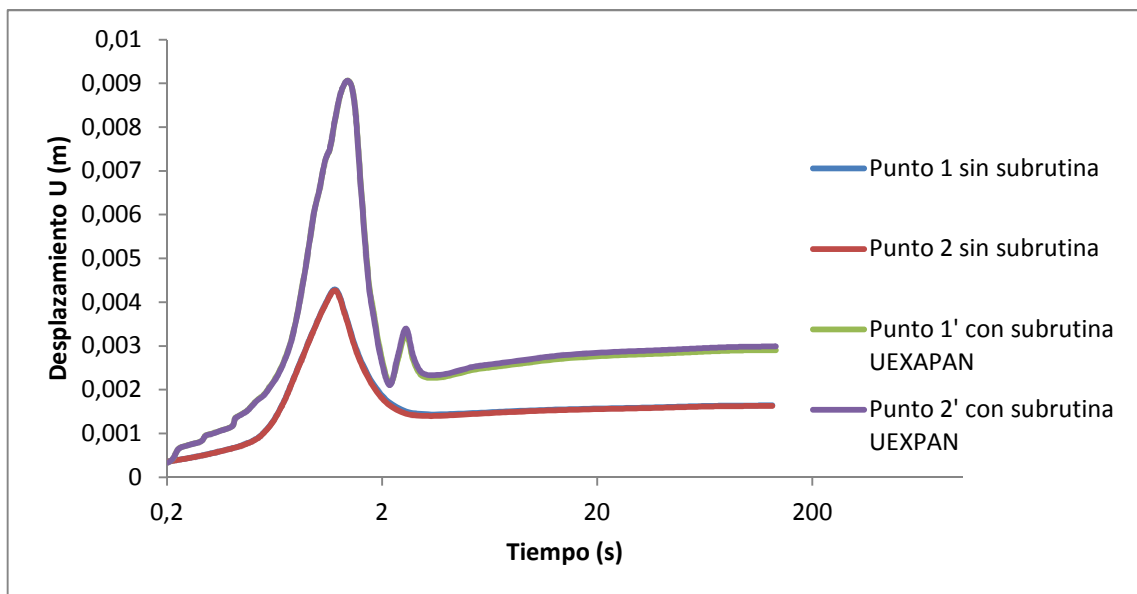


Fig. 8.3: Diferencias en la distorsión en la simulación durante el temple para un modelo con subrutina UEXPAN teniendo en cuenta las transformaciones de fase, y un modelo sin subrutina UEXPAN.

Como se aprecia en la grafica anterior (Fig. 8.3) las diferencias en las distorsiones son evidentes, quedando las distorsiones sin el cálculo de subrutina UEXPAN por debajo de las distorsiones obtenidas teniendo en cuenta los cálculos utilizando el modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Si se compara el estado final de la simulación sin subrutina UEXPAN, se ve claramente que el estado final no es el mismo que se obtiene en la experimentación (Fig. 8.4).

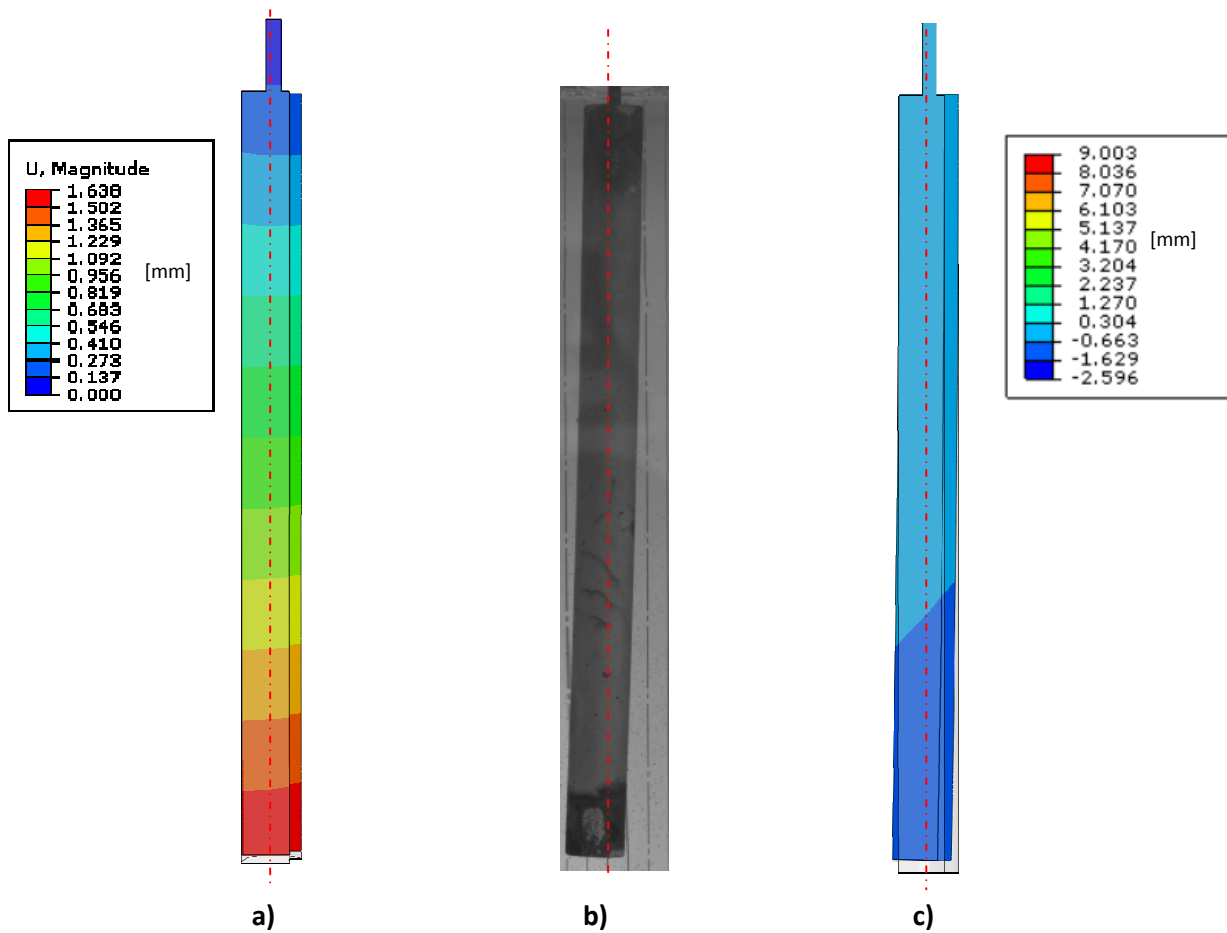


Fig. 8.4: Estado final de la probeta durante el temple para a) simulación sin tener en cuenta las transformaciones de fase (subrutina UEXPAN) ; b) experimental y c) simulación son la subrutina UEXPAN.

Los datos obtenidos en la simulación sin la subrutina UEXPAN presentan un porcentaje de error de 59.8% respecto a los valores experimentales.

9. CONCLUSIONES

De la simulación mediante ABAQUS, mediante la subrutina de usuario UEXPAN, de las transformaciones de fase y las distorsiones que éstas generan durante un proceso térmico, ya sea un temple o un normalizado, sobre un acero de baja aleación y su posterior validación se ha concluido que:

- La subrutina UEXPAN realizada mediante la teoría de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) es una buena herramienta para el cálculo del crecimiento de las fracciones volumétricas transformadas de la ferrita y la perlita. La fase bainita presenta un buen ajuste en procesos isotérmicos, aunque en los procesos no isotérmicos al aplicar la Regla de Adición no queda bien descrita.
- Para la transformación bainítica el cálculo de tiempo de incubación resulta sobrevalorado y esto afecta también al cálculo de la fracción transformada.
- El cálculo mediante la ecuación de Koistinen-Marburger de la fracción martensítica se ajusta de forma correcta y resulta por tanto, un buen modelo para describir la transformación martensítica.
- De los cálculos de la simulación se han obtenido las microestructuras, temperaturas y distorsiones de la probeta, y se ha podido observar la influencia de las transformaciones de fase en la deformación producida en un acero de baja aleación (AISI 1055).
- La obtención de los coeficientes de convección es un tema esencial para poder ajustar bien la simulación. Un mal ajuste del coeficiente de convección condicionaría negativamente la simulación, haciendo que ésta de resultados muy dispares en comparación a los experimentales.
- La utilización del programa de elementos finitos ABAQUS® junto con la subrutina UEXPAN es una muy buena herramienta para predecir las distorsiones que experimentara una pieza durante un proceso térmico o de termo-conformado. Los datos obtenidos en la simulación presentan un margen de error del 25% respecto a los valores obtenidos experimentalmente.
- La simulación sin tener en cuenta la subrutina UEXPAN proporciona un porcentaje de error de 59.8% respecto a los datos experimentales.

Otro dato interesante es el tiempo de cálculo que tarda el programa ABAQUS que en realizar la simulación con y sin la subrutina de usuario UEXPAN. Siendo este último más largo que el primero.

Para ajustar más la simulación con los resultados experimentales requeriría una caracterización extensiva del material AISI 1055 realizando dilatometrías. Con las dilatometrías se podría validar experimentalmente las fracciones de volumen de cada una de las fases del material.

10. PRESUPUESTO

El proyecto ha sido realizado en el Centro Tecnológico de Manresa (CTM) y su realización ha requerido un consumo de recursos que tienen un coste.

COSTE EXPERIMENTAL				
Nombre	Descripción	Unidades	Precio unitario (€/u)	Precio (€)
Recipiente	Recipiente de PMMA INC. 200x200x300x4MM	1 u	74	74
Probetas	Mecanizado probetas AISI 1055	3 u	80	240
Material	Barras de acero AISI 1055	2 u	150	300
Cámara de alta velocidad	Cámara de alta velocidad <i>PHANTOM</i>	5 h	30	150
TOTAL				764 €
COSTE SIMULACIÓN				
Nombre	Descripción	Unidades	Precio unitario (€/u)	Precio (€)
Simulación con ABAQUS	Preparación del modelo	72 h	15	1080
	Simulación procesos térmicos	32 h	15	480
	Cálculos	250 h	15	3750
	Estudio de resultados	130 h	15	1950
Escritura e implementación del programa	Implementación de la subrutina UEXPAN	60 h	15	900
TOTAL				8160 €
COSTE DE PERSONAL				
Nombre	Descripción	Unidades	Precio unitario (€/u)	Precio (€)
Personal CTM: Axel	Horas dedicadas en la elaboración del proyecto	650 h	34	22100
TOTAL				22100 €
COSTE TOTAL DEL PROYECTO				
Tipo				Coste (€)
Coste Experimental				764
Coste Simulación				8160
Coste de Personal				22100
TOTAL				31.024 €

11. IMPACTO MEDIOAMBIENTAL

La realización de este proyecto conlleva un impacto ambiental debido a un gasto energético y de recursos necesarios para llevarlo a cabo. El impacto ambiental es debido a las emisiones de gases de efecto invernadero (GEI). Estos gastos hay que intentar minimizarlos, por lo que el control de éstos mismos resulta esencial. Es importante remarcar que cuando se habla de gases de efecto invernadero (GEI) se refiere a las emisiones de CO_2 equivalente, que incluye los seis gases con efecto invernadero que recoge el Protocolo de Kioto: dióxido de carbono (CO_2), metano (CH_4), óxido de nitrógeno (N_2O), hidrofluorocarburos (HFC), perfluorocarburos (PFC), y hexafluoruros de azufre (SF_6).

Una de las metodologías para la cuantificación de la emisión de GEI es la norma ISO 14064 i la normal IO/TR 14069 desarrollada de acuerdo con el protocolo *Greenhouse Gas Protocol (GHG Protocol)*[29] .

Las emisiones de GEI asociadas a la actividad de una organización, como sería la Fundación CTM Centro Tecnológico, se pueden clasificar según se traten de emisiones directas o emisiones indirectas. Las emisiones directas son emisiones de fuentes que poseen o controla el sujeto que genera la actividad, mientras que, las emisiones indirectas son consecuencia de las actividades que el sujeto realiza dónde las fuentes las controla o posee otro sujeto.

Durante la realización de este proyecto se han generado emisiones indirectas que corresponden a las referentes al consumo energético de los ordenadores utilizados diariamente y las emisiones generadas durante los ensayos experimentales. Para calcular las emisiones asociadas, se debe aplicar un factor de emisión de CO_2 atribuible al suministro eléctrico, también llamado *mix eléctrico* (g de CO_2/kWh) que representa las emisiones asociadas a la generación eléctrica. Para el año 2014 la OCCC recomienda utilizar para el mix de producción bruta de energía eléctrica 267 g CO_2/kWh .

ACTIVIDAD	MÁQUINA	HORAS DE TRABAJO (h)	CONSUMO (kWh)	POTENCIA (kW)	EMISIONE CO2 (kg)
EXPERIMENTAL	Horno de mufla	4	72	18	19,224
	Honro de inducción	2	28	14	7,476
	Torno	1	7	7	1,869
	Cámara de alta velocidad	5	5,5	1,1	1,4685
	Soldador de puntos	1	4	4	1,068
SIMULACIÓN	Ordenador personal	650	130	0,2	34,71
	Servidores de cálculo (12 CPUs)	105	84	0,8	22,428
TOTAL				88,2435	kg de CO2

AGRADECIMIENTOS

La realización de este proyecto no se habría podido llevar a cabo sin la ayuda de todos los compañeros del Área de Simulación y Diseño Innovador de la Fundación CTM Centro Tecnológico. En especial agradecer la ayuda por parte de Maria Gimenez Guanter que ha ayudado en todo momento tanto en la parte experimental como en la simulación. También agradecer a todos aquellos compañeros de los distintos departamentos del CTM que han facilitado en todo momento su ayuda y/o los equipos necesarios para llevarlo a cabo.

Y por supuesto, agradecer a Maria Dolors Riera el haber hecho posible la realización de este proyecto en la Fundación CTM.

12. BIBLIOGRAFIA

1. Callister Jr., William D. *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. s.l. : John Wiley & Sons, Inc., 2001.
2. Porter, David A., Easterling, Kenneth E. y Sherif, Mohamed. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. s.l. : CRC Press, 2009.
3. *ASM Metals Reference Book*, Third edition, Michael Baucio, Ed. ASM International, Materials Park, OH, 1993.
4. *ASM Specialty Handbook - Carbon and Alloy Steels*, edited by J.R. Davis, Davis & Associates, ASM International, Metals Park, OH, (1996).
5. Michael Ashby, David R H Jones. *Engineering Materials 1. An introduction to their Properties and Applications*. Second Edition. Department of Engineering, University of Cambridge, UK.
6. Michael Ashby. *Engineering Materials 2. An introduction to Microstructures, Processing and Design*. Second Edition. Department of Engineering, University of Cambridge, UK.
7. Koistinen, D.P. y Marburger. *A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels*. R.E. 1959, Acta Metallurgica, Vol. 7, págs. 59-60.
8. C. García de Andrés, F.G. Caballero, C. Capdevila and H.K.D.H. Bhadeshia *Modelling of kinetics and dilatometric behavior of non-isothermal pearlite-to-austenite transformation in an eutectoid steel*. University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge CB2 3QZ, UK.
9. Philip D. Harvey *Engineering Properties of Steels*, editor, American Society for Metals, Metals Park, OH, (1982).
10. *Prediction of Quench Distortion on Steel Shaft with Keyway by Computer Simulation*. D.Huang, K. Arimoto, K. Lee, D. Lambert and M. Narazaki. Heat Treating Conference & Exposition, St. Louis, Missouri : s.n., 2000.
11. Seok-Jae Lee, Young-Kook Lee. *Finite Element Simulation of Quench Distorsion in a Low-Alloy Steel incorporating Transformation Kinetics*. Acta Materialia 56 (2008) 1482–1490.
12. Constant, A., Henrr, G. y Charbonnier, J.-C. *Principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques des aciers*. s.l. : PYC Editions, 1992.
13. *Steel Castings Handbook*, 6th Edition editado por Malcolm Blair, Thomas L. Stevens
14. Cemil Hakan Gür, Jiansheng Pan. *Handbook of "Thermal Process Modeling of Steel"*. CRC Press. Taylor & Francis Group.
15. T.T Pham, E.B. Hawbolt, and J.K. Brimacombe. *Predicting the onset of transformation under non-continuous cooling conditions part 2*.

16. Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy*. s.l. : McGraw-Hill Book Company, 1988.
17. Avrami, M. *Kinetics of phase change I. General Theory*. 1939, Journal of Chemical Physics, Vol. 7, págs. 1103-1112.
18. Avrami, M. *Kinetics of Phase Change II. Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei*. 2, s.l. : The Journal of Chemical Physics, 1940, Vol. 8, págs. 212-224.
19. Avrami, M. 2, *Kinetics of Phase Change III. Granulation, Phase Change and Microstructure*. s.l. : The Journal of Chemical Physics, 1941, Vol. 9, págs. 177-184.
20. Pan, Jiansheng y Gu, Jianfeng. *Mathematical Fundamentals of Thermal Process Modeling of Steels. Thermal Process Modeling of Steels*. s.l. : CRC Press, 2009, págs. 1-62.
21. Giménez, Maria, Llobet, Albert, Riera, M^a Dolors, Prado, Jose Manuel. *Simulación de un tratamiento térmico mediante elementos finitos*. Barcelona: s.n., 2013. Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficies.
22. Maria Gimenez Guanter *Simulación de un Tratamiento Térmico Mediante un Software de Elementos Finitos*. Trabajo de Fin de Master. Universidad Politécnica de Cataluña.
23. Zhu, Yuntian T. y Lowe, Terry C. *Application of, and Precautions for the Use of, the Rule of Additivity in Phase Transformation*. 2000, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 31 B, págs. 675-682.
24. H. S. Hasan, M.J. Peet, J.M Jalil, H.K-D.H. Bhadeshia. *Heat Transfer Coefficients during Quenching of Steels*. Department of Material Science and Metallurgy, Pembroke Street, Cambridge, UK.
25. J.P. Holman. *Transferencia de Calor*. Décima reimpresión, México, 1999. MCGRAW HILL BOOK COMPANY, INC.
26. John H. Lienhard IV and John H. Lienhard V. *A Heat Transfer Textbook*. Fourth Edition. Phlogiston Press, Cambridge, Massachusetts.
27. R.A Hardin and C. Beckermann. *Simulation of Heat Treatment Distortion*, in Proceedings of the 59th SFSA Technical and Operating Conference, Paper No. 3.3, Steel Founder's Society of America, Chicago, IL, 2005.
28. Abaqus User Subroutines Reference Manual. *Abaqus 6.13 Manual*. 1.1.29.
29. Abaqus Analysis User's Manual (6.12). *Abaqus 6.12 Manual*. 26.1.2
30. MatWeb. [En línea] Material Property Data.
31. Michael F. Ashby. *Materials Selection in Mechanical Design*. Third Edition ISBN 0 7506 6168 2.

32. [En línea] PLÁSTICOS FERPLAST. PRODUCTOS.
33. Oficina Catalana del Cambio Climático. *Guía práctica para el cálculo de emisiones de gases con efecto invernadero*. versión de Marzo del 2015.